



**Уральский
федеральный
университет**

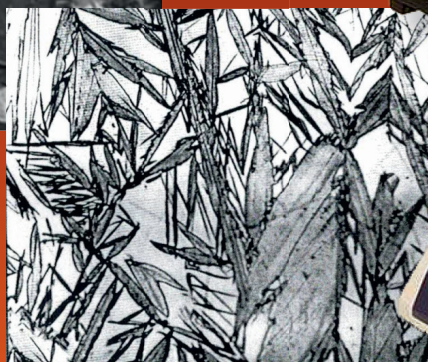
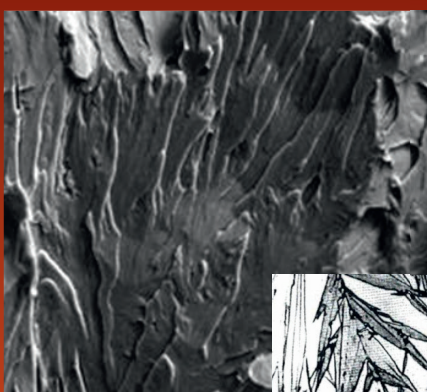
имени первого Президента
России Б.Н. Ельцина

**Институт новых материалов
и технологий**

**В. Р. БАРАЗ
М. А. ФИЛИППОВ**

ФИЗИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ УПРОЧНЕНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ

Учебное пособие



Министерство образования и науки Российской Федерации
Уральский федеральный университет
имени первого Президента России Б. Н. Ельцина

В. Р. Бараз, М. А. Филиппов

Физические основы упрочнения и разрушения материалов

Рекомендовано методическим советом
Уральского федерального университета
в качестве **учебного пособия** для студентов вуза,
обучающихся по направлениям подготовки
22.03.01, 22.04.01 — Материаловедение и технологии материалов
и 22.03.02, 22.04.02 — Metallургия

Екатеринбург
Издательство Уральского университета
2017

УДК 539.4(075.8)

ББК 22.251я73

Б24

Рецензенты:

проф., д-р техн. наук Б. Н. Гузанов (завкафедрой металлургии, сварочного производства и методики профессионального образования Российского государственного профессионально-педагогического университета — РГППУ);

проф., д-р техн. наук Б. А. Потехин (Уральский государственный лесотехнический университет)

Научный редактор проф., д-р техн. наук С. В. Гладковский

Бараз, В. Р.

Б24 **Физические основы упрочнения и разрушения материалов : учебное пособие / В. Р. Бараз, М. А. Филиппов. — Екатеринбург : Изд-во Урал. ун-та, 2017. — 192 с.**

ISBN 978-5-7996-1993-0

Изложены научные основы получения высокопрочного состояния материалов путем создания условий, регулирующих уровень дефектности их структуры. Приведены механизмы упрочнения, обусловленные влиянием деформации, а также термической обработки с использованием эффекта дисперсионного твердения и мартенситного превращения. Рассмотрены условия формирования высокопрочного состояния за счет формирования наноструктур. Дано физическое описание процесса разрушения высокопрочных материалов. Представлены существующие теории разрушения за счет взаимодействия с внешней средой.

Библиогр.: 13 назв. Табл. 6. Рис. 98.

УДК 539.4(075.8)

ББК 22.251я73

ISBN 978-5-7996-1993-0

© Уральский федеральный
университет, 2017

Предисловие

Прочность сталей и сплавов является важной функциональной характеристикой и рассматривается в качестве ведущего показателя, определяющего их качество. Использование высокопрочных материалов позволяет решить ряд практических задач, связанных с обеспечением надежности и долговечности машин, механизмов и металлоконструкций, снизить массу металлических изделий и получить очевидные экономические выгоды. Вместе с тем оценка потребительских свойств материалов, используемых в технике, требует знания физической природы их разрушения. Без компетентного понимания этого процесса невозможно обеспечить научное обоснование получения высокопрочного материала, способного гарантированно эксплуатироваться в течение заданного срока и при имеющихся условиях внешнего нагружения. При этом разработка высокопрочных материалов, обеспечивающих повышенную прочность наряду с необходимыми показателями вязкости и пластичности, становится возможной благодаря научным знаниям, базирующимся на современных достижениях металлофизики, металловедения и металлургии.

Предлагаемое учебное пособие представляет собой расширенный курс лекций «Физические основы прочности, пластичности и разрушения», читаемый на протяжении нескольких лет на кафедре металловедения Уральского федерального университета. Авторы полагают, что перед освоением указанной дисциплины студенты ознакомлены с фундаментальными разделами классического материаловедения. Они включают необходимые знания о кристаллическом строении металлических материалов, теории дефектов кристаллической решетки, процессах фазовых превращений при кристаллизации и в ходе реакций в твердом состоянии, диаграммах фазовых состояний. Подобные изначальные материаловедческие представления окажутся полезными для понимания излагаемых в пособии научных положений.

В книге основное внимание уделено современным физическим представлениям о высокопрочном состоянии металлических материалов, методам упрочнения путем деформации и термической обработки, а также использованию нанотехнологий. Излагаются существующие представления о разрушении материалов и способах предотвращения этого процесса. Рассматриваются вопросы влияния контактного взаимодействия с внешней средой.

Авторы надеются, что предлагаемое пособие окажется полезным учебным материалом не только для студентов металлургических и машиностроительных направлений, но и может быть использовано выпускниками технических вузов для самообразования.

Глава 1.

Деформационное упрочнение материалов

1.1. Теоретическая и реальная прочность материалов

Введение в физику металлов представлений о существовании различного рода несовершенств кристаллического строения послужило фундаментальной основой для понимания природы сложных внутренних процессов и формирования разнообразных свойств, характеризующих поведение металлических материалов в реальных условиях их применения. Поэтому детальное знакомство с основными положениями теории дефектов кристаллической решетки и ее практическим применением является необходимым условием успешного освоения курса физического металловедения.

Теоретический расчет прочности на сдвиг кристалла впервые был выполнен Я. Френкелем. В основу была положена простая модель двух рядов атомов, которые смещаются относительно друг друга под действием касательного напряжения. При этом предполагалось, что атомы верхнего ряда перемещаются относительно нижнего как одно целое, одновременно. Такой механизм принято называть схемой жесткого сдвига.

На рис. 1.1 межплоскостное расстояние (расстояние между рядами) принято равным a , а расстояние между атомами в направлении скольжения составляет b . Под действием сдвигового напряжения τ атомные ряды будут смещаться относительно друг друга.

Если под действием сдвигового напряжения смещение составляет x , то напряжение будет являться периодической функцией x с периодом b . В наиболее простой форме эта зависимость может быть представлена в виде синусоидальной кривой:

$$\tau = k \sin (2\pi x/b). \quad (1.1)$$

Для малых смещений $\tau = k2\pi x/b$. Используя закон Гука, величину напряжения сдвига можно представить в ином виде: $\tau = Gx/a$, где G — модуль сдвига; x/a — деформация сдвига.

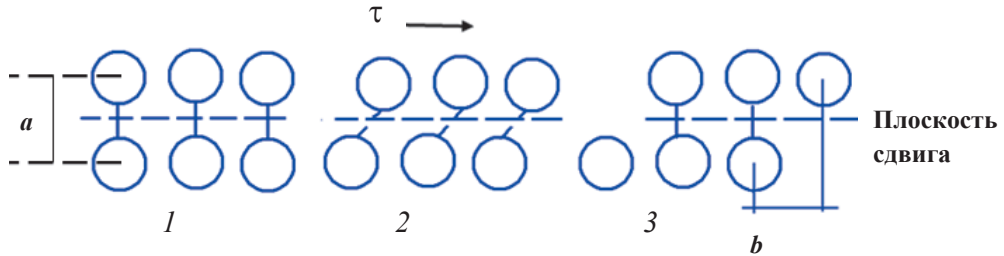


Рис. 1.1. Модель сдвига в идеальном кристалле:

1 — исходное состояние; 2 — в момент нагружения; 3 — после завершения сдвига;
 a — межплоскостное расстояние; b — величина сдвига

Если приравнять приведенные выражения для τ , то $k = Gb/(2\pi a)$. Подставляя это значение k в соотношение (1.1), получим

$$\tau = \frac{Gb}{2\pi a} \sin\left(2\pi \frac{x}{b}\right).$$

Максимальное значение τ , отвечающее напряжению, при котором решетка переводится в неустойчивое состояние, достигается при смещении $b/4$. Тогда

$$\tau_{\max} = Gb/(2\pi a) = \tau_{\text{крит}},$$

где $\tau_{\text{крит}}$ — критическое напряжение сдвига. Можно принять $a = b$, тогда теоретическое критическое напряжение сдвига приближенно равно $G/2\pi$.

Уточнение приведенного выше расчета путем использования более близкого к действительности закона периодического изменения τ в зависимости от x приводит к выражению $\tau_{\text{крит}} = G/30$ (расчет по Маккензи), что также на несколько порядков превышает реальное сопротивление сдвигу.

В табл. 1.1 приведены данные, иллюстрирующие экспериментально измеренные и теоретически рассчитанные значения критического напряжения сдвига для ряда металлов. Как видно, теоретическое значение прочности (полученное для обоих вариантов расчета) на несколько порядков выше действительной величины.

Таблица 1.1

Теоретическое и реальное сопротивление сдвигу металлов

Показатель	Cu	Ag	Ni	Fe	Mg	Zn	Cd
$\tau_{\text{крит}}$, МПа: эксперимент	1,0	0,6	5,8	29,0	0,8	0,9	0,6
теоретическое, МПа: $G/2\pi$	7350	4550	12400	11000	2800	6000	4200
$G/30$	1540	970	2600	2300	590	1260	880
G , МПа	46000	29100	78000	69000	17700	37800	26400

Указанное существенное расхождение между рассчитанной и действительной прочностью металлов позволяет считать, что использованная при теоретическом анализе модель не соответствует поведению реальных кристаллов, в которых не реализуется схема жесткого сдвига. Эти обстоятельства послужили основой для разработки теории несовершенств кристаллического строения, позволившей раскрыть сущность явлений, происходящих при пластической деформации, понять причину несоответствия теории и практики и установить физическую природу пластичности и прочности металлических материалов.

1.2. Дислокационный механизм упрочнения материалов

Пластическая деформация главным образом протекает по дислокационному механизму за счет движения дислокаций (т. е. линейных дефектов). В определенных случаях деформация может осуществляться смешанным механизмом (дислокационно-диффузионным) или чисто диффузионным (вакансионным) путем. Деформация вследствие миграции вакансий возможна лишь при высоких температурах, поскольку ее интенсивность будет определяться величиной коэффициента самодиффузии. При средних температурах и малых скоростях нагружения (в условиях развития ползучести) решающую роль играет взаимодействие вакансионного (диффузионного) и дислокационного (сдвигового) механизмов деформации.

Возможна также зернограничная деформация, в основе которой лежат диффузионные потоки точечных дефектов по границам зерен.

Относительный вклад каждого механизма зависит от температуры и характера нагружения. В обычных условиях (сравнительно невысокие температуры, не превышающие $0,25T_{пл}$) пластическая деформация осуществляется путем движения дислокаций. При этом подвижность последних определяет способность металла к пластическому деформированию. Нормальному развитию процесса перемещения дислокаций могут препятствовать различные барьеры.

1.2.1. Сопротивление решетки движению дислокаций

Дислокация при своем движении по плоскости скольжения взаимодействует с периодическим полем решетки. Каждый элементарный акт перемещения дислокации, связанный с преодолением энергетического барьера, сопровождается разрывом и последующим восстановлением межатомных связей.

Сопротивление, которое оказывает кристаллическая решетка перемещению дислокации (сила трения решетки или напряжение Пайерлса),

$$\tau_{крит} = \frac{2G}{1-\mu} \cdot \exp\left(-\frac{2\pi a}{(1-\mu)b}\right),$$

где $\tau_{крит}$ — напряжение, необходимое для движения единичной дислокации и характеризующее сопротивление перемещению дислокации со стороны самой решетки; G — модуль сдвига; μ — коэффициент Пуассона; a — межплоскостное расстояние; b — расстояние между атомами в направлении сдвига.

Следовательно, это напряжение зависит от сил межатомного взаимодействия (через модуль G), типа связей между атомами в решетке, температуры (через температурную зависимость модуля сдвига G), соотношения a/b , является минимальным, если сдвиг осуществляется по плоскостям и направлениям плотной упаковки.

1.2.2. Сопротивление скольжению со стороны других дислокаций

При деформации кристалла плотность дислокаций быстро возрастает благодаря генерированию их источником Франка–Рида. Размноженные дислокации вносят вклад в упрочнение материала в ре-

зультате взаимодействия с существующими дислокациями и между собой.

При движении в плоскости скольжения дислокация взаимодействует со встречными дислокациями, расположенными в других плоскостях, пересекающих действующую. В этом случае дополнительное сопротивление скольжению зависит от напряжения, необходимого для проталкивания дислокации от источника через дислокационный «лес».

Величина этого напряжения τ_d определяется выражением

$$\tau_d = \tau_0 + AGb\sqrt{\rho},$$

где τ_0 — напряжение, необходимое для движения дислокации при отсутствии других (фактически это напряжение Пайерлса); A — константа; G — модуль сдвига; b — вектор Бюргерса; ρ — плотность дислокаций.

В результате взаимодействия на дислокациях образуются ступеньки. Их возникновение эквивалентно увеличению длины дислокации и, следовательно, ее энергии. Дислокация со ступенькой будет скользить менее легко. Если же формируется ступенька с краевой ориентацией на винтовой дислокации, то последняя становится особо малоподвижной, так как движение порога возможно только неконсервативным путем (переползанием).

Наконец, важно учитывать вероятность образования в плотноупакованных структурах сидячих дислокаций (дислокаций Франка, Ломер–Коттрелла), которые играют роль эффективных препятствий для скользящих дислокаций.

1.2.3. Влияние примесных атомов (твердорастворное упрочнение)

Все точечные дефекты (вакансии, межузельные атомы, атомы примесей) образуют в решетке поле напряжений и поэтому взаимодействуют с собственным полем дислокации. Такое взаимодействие приводит к понижению упругой энергии кристалла. При этом наиболее важную роль в таком процессе играют примесные атомы. Реакция дислокаций с примесями приводит к перераспределению последних. При этом взаимодействие по своему характеру может быть разнообразным — упругим, химическим и электрическим.

Упругое взаимодействие обусловлено наличием полей напряжений вокруг дислокации и примесного атома. В результате атомы примеси притягиваются к последней. Анализ показывает, что те примесные атомы замещения, радиус которых больше атомного радиуса металла-растворителя, будут стремиться замещать атомы основы в растянутой области (рис. 1.2, а). При обратном соотношении примесные атомы будут располагаться в сжатой области поля напряжений. Атомы внедрения преимущественно располагаются в растянутой области (рис. 1.2, б). В целом возможно образование локальных группировок примесных атомов, формирующих сегрегации на дислокациях (рис. 1.2, в).

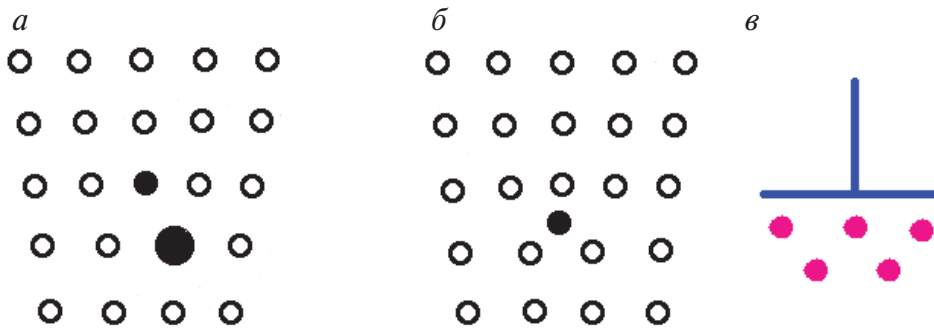


Рис. 1.2. Образование атмосфер Коттрелла:

а — при наличии примесных атомов замещения; б — при наличии примесей внедрения; в — образование скоплений примесных атомов

Такое взаимодействие называется *упругим*. Его энергия обратно пропорциональна расстоянию, поэтому примесные атомы стремятся собраться вблизи ядра дислокации, образуя скопления. Такие скопления примесных атомов называются *облаками* или *атмосферами Коттрелла*.

Дислокация, связанная такими атмосферами из примесных атомов, становится малоподвижной. При своем перемещении она стремится увлечь за собой атмосферу Коттрелла, которая в отличие от скользящей дислокации может перемещаться только диффузионным путем. Поэтому скорость движения такой дислокации будет лимитироваться диффузионной подвижностью атомов примеси и, следовательно, зависеть от температуры.

Приведем примеры такого взаимодействия. Так, хорошо известен метод получения высокопрочного состояния цилиндрических пружин из стальной проволоки методом «наклеп-отпуск». Чтобы обес-

печить повышенные свойства таких изделий (прежде всего предела упругости), пружину, навитую из холоднодеформированной проволоки, обязательно подвергают заключительному отпуску (деформационному старению). Для углеродистой стали с 0,6–0,8 % С такой отпуск обычно проводится при 200–250 °С. В результате наблюдается повышение прочностных свойств, особенно заметно меняется предел упругости (рис. 1.3). Именно эффектом блокирования примесными атомами углерода, размноженных волочением дислокаций, объясняется подобное изменение свойств — повышение прочностных свойств и снижение пластических. При более высоком нагреве происходит закономерное разупрочнение стали, сопровождающееся повышением пластичности.

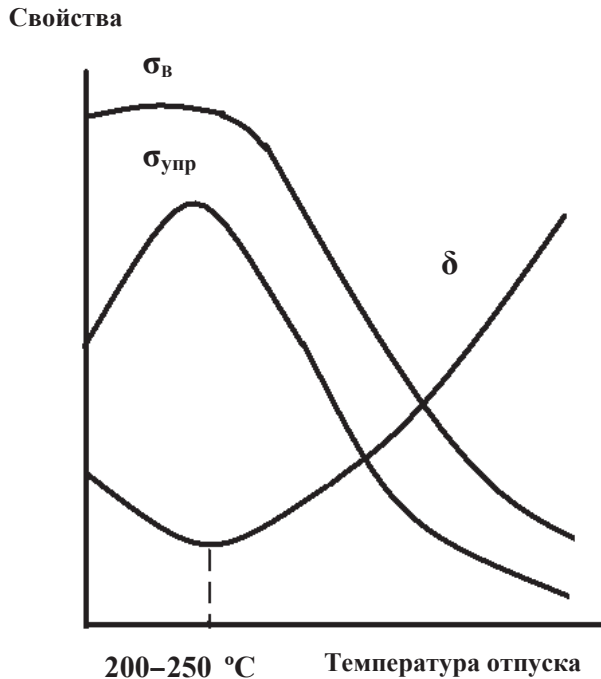


Рис. 1.3. Изменение механических свойств холоднодеформированной стальной проволоки при отпуске

Приведем другой пример обратного свойства. Для изготовления проволоки, используемой для упаковки тюков хлопка, сена, применяется обычно проволока из низкоуглеродистой стали (с содержанием углерода 0,08–0,10 %). Обычно ее получают путем отжига и последу-

ющего холодного волочения. В таком состоянии она сохраняет достаточную вязкость. Однако после использования проволоки по назначению (упаковки тюков), в условиях длительного хранения (это может составлять несколько месяцев) при обычных климатических температурах может происходить охрупчивание проволоки и ее разрушение (рис. 1.4). Причина та же: произошло направленное перемещение атомов углерода к дислокациям, введенных деформацией, образование сегрегаций и, как результат, охрупчивание материала.



Рис. 1.4. Тюки хлопка после длительного хранения

Суть *химического взаимодействия* состоит в следующем. В плотно-упакованных структурах возможно расщепление полных дислокаций на частичные, которые разделяются между собой слоем дефекта упаковки. Атомные слои, образовавшие дефект упаковки, например, в ГЦК-решетке, вместо кубической имеют гексагональную сингонию. Различие в типах структуры в смежных областях может привести к тому, что энергия примесного атома внутри дефекта будет меньше, а растворимость больше по сравнению с тем случаем, когда примесный атом находится в решетке без дефекта. Поэтому может возникать взаимодействие между расщепленной дислокацией и примесями, которое приводит к диффузионному перемещению последних и локальному размещению на дефектах.

Подобное взаимодействие называется *химическим*, а образующееся при этом скопление примесей — *атмосферами Сузуки*. Возникающее такое неоднородное распределение атомов растворенного компонента приводит к появлению сил, блокирующих дислокацию.

Электрическое взаимодействие в металлах может быть связано с изменением гидростатического давления вблизи краевой дислокации. Это в свою очередь приводит к перераспределению электронов проводимости, которые переходят из сжатой области в растянутую, образуя электрический диполь. Электронный заряд примесного атома затем может реагировать с полем диполя. Поэтому в результате действия кулоновских сил притяжения произойдет перераспределение примесей и их концентрация возле дислокаций может возрасти.

Присутствие атомов примесей или легирующих элементов следует рассматривать в качестве фактора, способного эффективно влиять на повышение прочностных свойств твердых растворов (так называемое твердорастворное упрочнение).

1.2.4. Влияние частиц выделения (дисперсионное упрочнение)

Межфазовая поверхность раздела может стать эффективным препятствием для скользящих дислокаций. При переходе через границу раздела фаз меняется структура решетки, ее ориентировка. В сплавах вторая фаза обычно распределена внутри матрицы в виде дисперсных включений. Противодействие этих частиц движению дислокаций в плоскости скольжения может иметь различный механизм.

В тех случаях, когда частицы дисперсны, близко расположены друг к другу и когерентны матрице, может действовать механизм перерезания частиц (рис. 1.5). Дислокации оказываются способными проходить непосредственно через частицы, перерезая их. При таком механизме упрочнение достигается по ряду причин:

- движению дислокаций препятствует поле упругих искажений вокруг включения;
- модуль сдвига частицы (как правило, это карбид или интерметаллидное соединение) обычно больше, чем модуль матричного раствора;
- образуется новая поверхность раздела между частицей и матрицей;

— если выделение имело упорядоченную структуру, то для разупорядочения в плоскости скольжения при прохождении дислокации требуется дополнительная энергия.

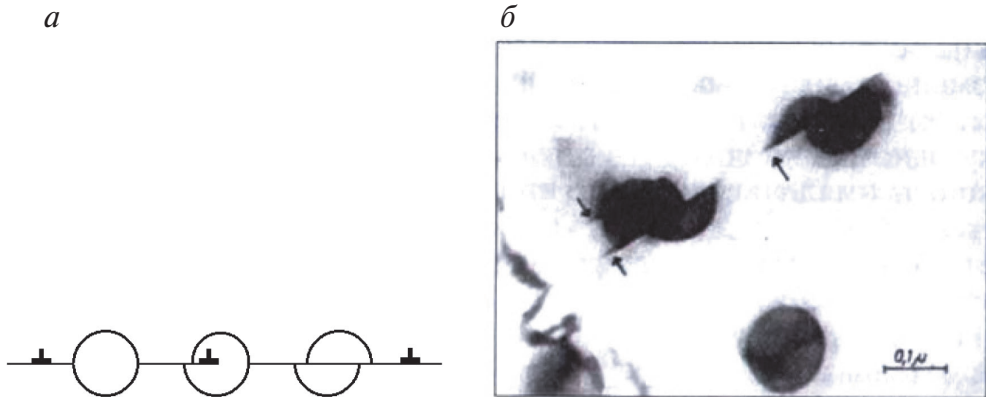


Рис. 1.5. Прохождение дислокации сквозь дисперсные частицы:
 а — схематическое изображение; б — перерезание интерметаллидной фазы
 в никелевом сплаве

Если частицы второй фазы расположены достаточно далеко друг от друга, а сами частицы не когерентны матрице, то может реализоваться так называемый *механизм огибания*, или *механизм Орована* (рис. 1.6). В этом случае дислокация под действием приложенного касательного напряжения проталкивается между частицами. Необходимое для этого напряжение $\tau_{пр}$ составляет величину

$$\tau_{пр} = Gb/l,$$

где G — модуль сдвига; b — вектор Бюргерса; l — расстояние между частицами.

Дислокация, обходя частицы, оставляет вокруг них дислокационные петли, продолжая скользить в прежнем направлении. Каждая новая дислокация, проходя между частицами, оставляет вокруг них петли. При этом эффективное расстояние l между препятствиями будет с каждым разом уменьшаться и любой последующей дислокации придется уже с большим трудом пробираться между частицами. Следовательно, будет возрастать сопротивление деформации и, как результат, сплав упрочняется.

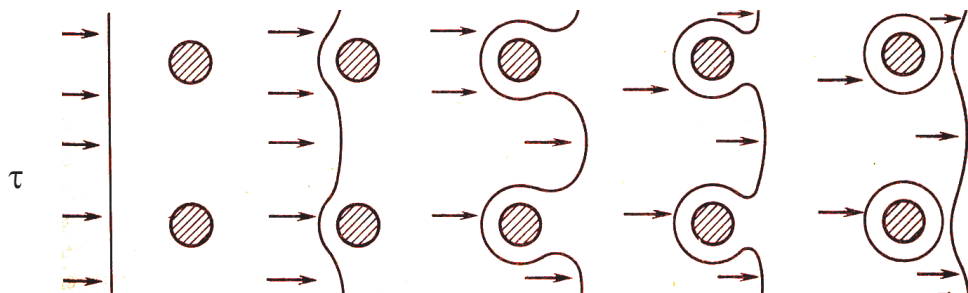


Рис. 1.6. Прохождение дислокацией частиц второй фазы путем огибания

1.2.5. Влияние дефектов упаковки

Полная винтовая дислокация может сравнительно легко переходить из одной плоскости скольжения в другую путем поперечного скольжения. Однако ее подвижность резко уменьшается, если произойдет расщепление на две частичные дислокации. В этом случае растянутая дислокация будет в состоянии перемещаться только в той плоскости, в которой расположен ее дефект упаковки. Если в плоскости скольжения расщепленной дислокации окажется барьер, то она его все же может обойти поперечным скольжением, но для этого необходимо предварительное стягивание частичных дислокаций в полную, которая и сможет затем перейти в другую плоскость скольжения, пересекающую исходную.

Объединение двух частичных дислокаций в полную потребует затрат дополнительной энергии. Поперечное скольжение растянутых дислокаций оказывается сильно затрудненным в тех случаях, когда энергия дефекта упаковки γ (ДУ) мала, а их ширина d_0 , следовательно, велика. Напротив, легче поперечное скольжение идет тогда, когда энергия ДУ велика. Это значит, что металлы с высокой энергией ДУ (например, Al, Ni, Pb) являются весьма пластичными материалами, поскольку дислокации обладают высокой подвижностью и достаточно легко могут преодолевать барьеры. С другой стороны, в металлах с низкой энергией ДУ (Cu, Au, Ag) растянутые дислокации более устойчивы, их труднее стянуть в полные. При этом вероятность образования дефектов упаковки возрастает по мере уменьшения энергии ДУ. Пластическая деформация способствует увеличению количества дефектов упаковки, при этом в тем большей степени, чем ниже их энергия.

Образование дефектов упаковки во многом определяет деформационное упрочнение, например металлов и сплавов с ГЦК-решеткой. При этом степень упрочнения при деформации будет определяться уровнем стабильности созданных дефектов упаковки. Величина энергии ДУ обычно понижается при легировании, причем в разной степени в зависимости от природы примеси (легирующего элемента). Так, в медных сплавах наиболее сильное упрочнение при деформации наблюдается в случае легирования Sn (бронза), в меньшей степени — Al (алюминиевая бронза) и еще меньше — при введении Zn (латунь).

1.2.6. Влияние границ зерен (зернограничное упрочнение)

Границы зерен оказывают сложное влияние на дислокации. Они создают свое поле напряжений и могут задерживать движение дислокаций. Барьерное воздействие границ обусловлено тем, что при переходе через нее скачкообразно изменяются направления и плоскости скольжения. При этом эффективность границ как препятствий усиливается с увеличением угла разориентировки. В этом случае дислокации, дойдя до границы, надежно задерживаются у нее и деформация локализуется в микрообъеме, а общее сопротивление деформации поликристаллического материала возрастает.

Известна зависимость между пределом текучести и размером зерна d металла (уравнение Холла — Петча):

$$\sigma_T = \sigma_0 + k / \sqrt{d},$$

где σ_T — предел текучести; σ_0 — напряжение трения решетки; k — константа, величина которой определяется наличием сегрегаций примесных атомов внедрения.

Под величиной d в широком смысле понимают расстояние, которое проходит дислокация, не встречая сопротивления (длина свободного пробега). В чистом металле это может быть величина зерна или субзерна, в сплаве с гетерофазной структурой — расстояние между частицами выделений.

Влияние границ на упрочнение в сильной мере зависит от температуры. При достаточно низких температурах ($T < 0,25 T_{пл}$) граница, как отмечалось, является эффективным препятствием для распространения

ния деформации от зерна к зерну. При высоких температурах (обычно $T > 0,7T_{пл}$) межзеренные границы уже не являются надежными барьерами для торможения дислокаций. В этом случае большое значение приобретают диффузионные процессы, способные вызвать пластическое течение за счет реализации вакансионного механизма деформации.

1.3. Прочность и плотность дислокаций

Зависимость прочности от плотности дислокаций ρ описывается кривой с экстремумом (рис. 1.7). При $\rho \approx 0$ фиксируется максимально допустимая прочность, равная теоретической. Введение дефектов приводит к катастрофическому падению прочности до какого-то минимума, соответствующего отожденному состоянию. Дальнейшее повышение ρ приводит к возрастанию прочностных свойств.

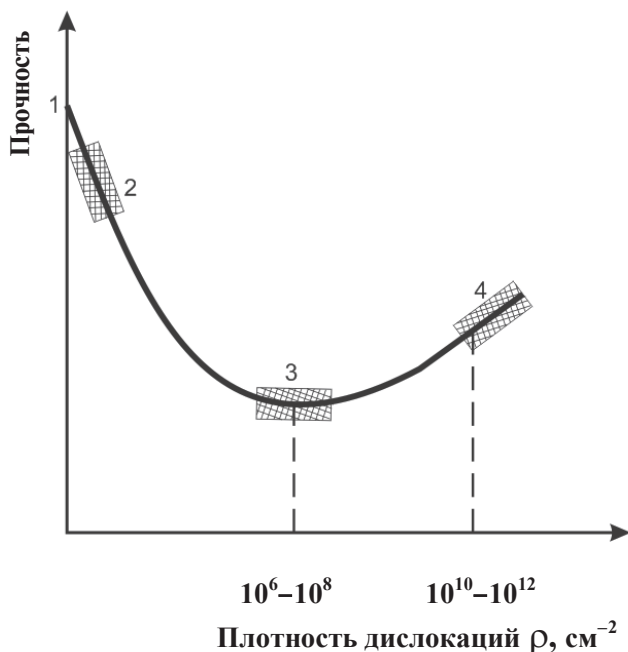


Рис. 1.7. Зависимость прочности металла от плотности дислокаций:

1 — теоретическая прочность; 2 — бездефектные кристаллы (усы); 3 — отожденные металлы; 4 — сплавы, упрочненные наклепом, термической или термомеханической обработкой

Таким образом, существуют два принципиально разных способа получения высокопрочного состояния:

- создание бездефектных материалов, в которых из-за отсутствия несовершенств пластический сдвиг может осуществляться мгновенно (модель жесткого сдвига), при этом разрыв происходит сразу у всех межатомных связей;
- получение материалов с высокой концентрацией дефектов.

Первый путь практически реализуется путем выращивания специальных нитевидных кристаллов (усов), которые характеризуются идеальным (совершенным) строением, особой геометрией (соотношение длины и поперечного сечения $\sim 10^2\text{--}10^3$) и прочностью, близкой к теоретической.

Второй путь — наиболее практичный, состоит в получении материалов с высокой плотностью дефектов. Пути достижения — пластическая деформация, термическая обработка и их комбинация (термомеханическая обработка).

Нитевидные кристаллы (усы) — это тонкие монокристаллы, в поперечном размере имеющие микронные размеры. Они являются единственными материалами, прочность которых приближается к теоретической. Это обусловлено тем, что их структура с точки зрения бездефектности является практически идеальной (рис. 1.8).

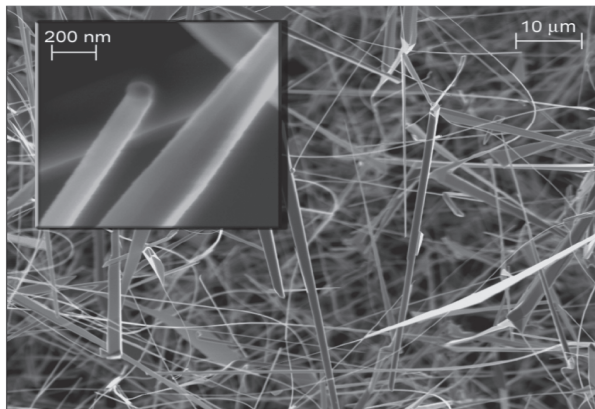


Рис. 1.8. Нитевидные кристаллы оксида олова, полученные осаждением из газовой среды

Основным способом получения нитевидных кристаллов является осаждение из газовой фазы, а также кристаллизация из расплавов

или растворов. Обычно удается получить кристаллы длиной несколько миллиметров (до 2–10 мм). Попытки вырастить кристаллы большего сечения приводят к катастрофическому падению прочности вследствие резкого ухудшения состояния поверхности и возникновения концентраторов напряжений.

Нитевидные кристаллы имеют уникальную прочность, однако находят ограниченное применение вследствие сложности их создания, трудности получения более габаритных размеров, малых объемов производства и, как следствие, высокой стоимости. Практическое применение их возможно в качестве высокочувствительных тензодатчиков, высокопрочных нитей в приборах. Одним из перспективных путей применения нитевидных кристаллов является использование их в качестве упрочняющих волокон в композиционных материалах.

Сравнительные данные о механических свойствах таких материалов приведены в табл. 1.2.

Таблица 1.2

**Механические характеристики идеальных
и реальных металлических кристаллов**

Кристалл	Предел прочности, МПа	Величина упругой деформации, %	Величина пластической деформации, %
Идеальные кристаллы (расчет)	$(1,5-2,0) \cdot 10^4$	1–5	0
Нитевидные кристаллы	$(0,5-1,4) \cdot 10^4$	0,5–2	1
Реальные кристаллы	1–10	10^{-2}	От десятков до сотен

Понятно, что ведущую роль в создании высокопрочных материалов играет альтернативное научное направление — использование технологий, направленных на получение материалов с повышенной концентрацией дефектов кристаллической решетки. В таких технологиях используются разнообразные приемы силового (операции обработки давлением), теплового (методы термической обработки) воздействия, а также комбинированные способы, сочетающие пластическую деформацию с термообработкой (термомеханическое упрочнение).

1.4. Виды деформации

Пластическую деформацию, составляющую основу обработки металлов давлением, следует рассматривать с двух позиций. С одной стороны, она является важной технологической операцией, способной придать обрабатываемому материалу заданную форму и размеры. С другой стороны, такая деформация выступает как мощный фактор воздействия на внутреннее строение и, следовательно, как способ направленного регулирования различных свойств материала — механических, физических, химических. Поэтому режимы пластической деформации (как и методы термической обработки) рассматриваются в качестве основных технологических приемов, способных существенным и нужным образом регулировать служебные характеристики металлов и сплавов.

Вместе с тем немаловажное значение приобретает и упругая деформация. Она предшествует пластическому течению, и поэтому полезно знать физические условия ее протекания и, следовательно, факторы, на нее влияющие. Кроме того, существуют ситуации, когда совершенно необходимо исключить вероятность прохождения пластической деформации. Например, в операциях обработки давлением или в процессе эксплуатационного нагружения деформация различных инструментов (валки, штампы, волокна и т. д.) и упругих элементов (пружины) не должна выходить за пределы упругой области.

1.4.1. Упругая деформация

Важно установить закономерности, которые связывают напряжения, возникающие при приложении к образцу нагрузки, с соответствующими деформациями. Чаще всего эту зависимость, которая может быть описана кривой на рис. 1.9, определяют при механических испытаниях (обычно используют испытание на растяжение).

Весьма условно экспериментальную кривую удобно разделить на три различных участка, которые характеризуют специфическое поведение исследуемого материала. В области небольших напряжений удлинение растет линейно. Это участок упругой деформации ОА — после снятия нагрузки длина образца восстанавливается, т. е. деформация полно-

стью устраняется. На втором участке АВ при увеличении напряжения возникает остаточная, или *пластическая*, деформация, при этом она равномерно распределена по длине образца. На третьем участке ВС пластическая деформация переходит в сосредоточенную (локальную), в образце образуется «шейка», напряжение уменьшается и затем наступает разрушение. Оба вида деформации обусловлены разными кристаллофизическими механизмами, и рассматривать их нужно отдельно. Рассмотрим первый участок диаграммы растяжения, отражающий упругое поведение материалов.

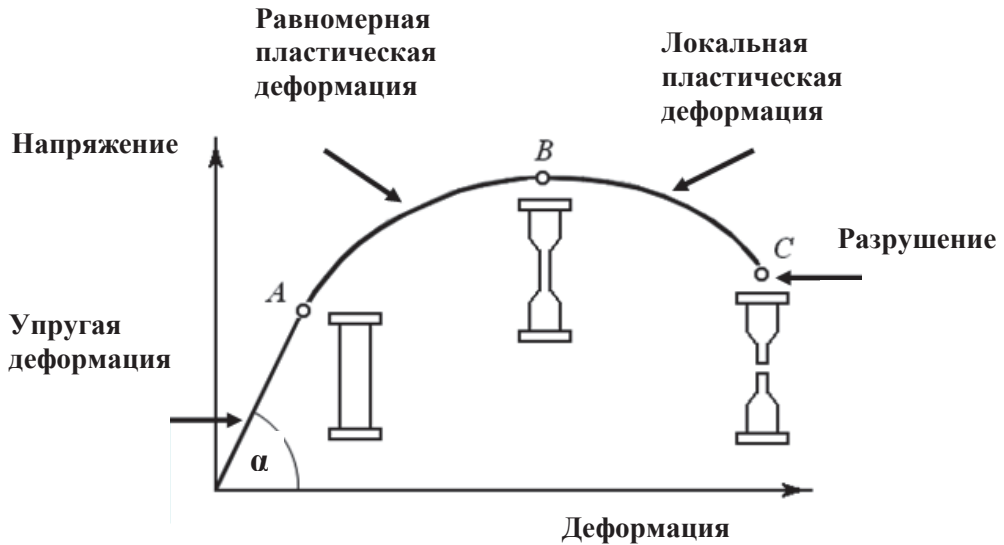


Рис. 1.9. Кривая растяжения

Кривую растяжения принято строить в координатах «напряжение σ — деформация ε ». При этом в случае испытания на осевое растяжение обычно используется так называемое *условное напряжение* σ , которое определяется путем деления действующей нагрузки P на площадь поперечного сечения F . Условным его считают потому, что меняющуюся в процессе нагружения нагрузку делят на постоянную величину площади поперечного сечения образца, за которую принимают исходный размер F_0 . Подобным образом рассчитывать напряжение методически удобнее. Однако если в ходе испытания расчет вести путем деления меняющейся нагрузки на меняющееся же сечение, то полученное напряжение считается *истинным* и его обозначают симво-

лом t . Кроме того, принято нормальное напряжение обозначать как σ , а касательное — как τ .

На графике кривой растяжения (рис. 1.10) на оси ординат указываются характеристики, определяющие сопротивление материала деформации и разрушению σ (показатели прочностных свойств), а на оси абсцисс — величину деформации ε , которую образец выдерживает до разрушения (показатели пластических свойств).

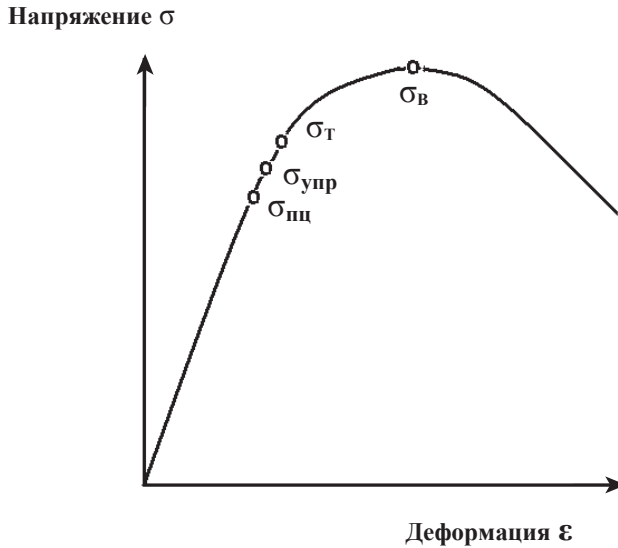


Рис. 1.10. Диаграмма условных напряжений

Соответственно характеристики прочности:

- условный предел упругости $\sigma_{упр}$ ($\sigma_{0,01}$);
- условный предел текучести σ_T ($\sigma_{0,2}$);
- предел прочности (временное сопротивление) σ_B .

Характеристики пластичности:

- относительное удлинение δ ;
- относительное сужение ψ .

Отметим, что условные пределы упругости и текучести приблизительно образом определяют те напряжения, выше которых уже регистрируется хоть и малая по величине, но остаточная (пластическая) деформация. Поэтому их принято оценивать так же, как напряжения, характеризующие сопротивление материала малым пластическим деформациям, и они различаются между собой лишь допуском на остаточную деформацию — сотые доли процента для $\sigma_{упр}$ и десятые доли

для σ_T . В некоторых случаях используют другую схожую по смыслу более прецизионную характеристику — предел пропорциональности $\sigma_{\text{пц}}$.

Закон Гука. С упругой деформации начинается всякий процесс деформирования. Изучение этой деформации имеет большое практическое значение. Во-первых, исходное упругое напряженное и деформированное состояние определяют ход пластического течения. Во-вторых, важно научное значение упругих характеристик, которые связаны с природой сил межатомного сцепления и особенностями кристаллического строения.

Упругая деформация отличается тем, что под действием небольших внешних напряжений атомы лишь незначительно смещаются из своего положения равновесия, после прекращения воздействия сил атомы всегда возвращаются в свои исходные позиции.

Закономерности упругого поведения металлов с хорошим приближением описываются законом Гука, согласно которому существует прямая пропорциональность между напряжением σ и упругой деформацией ε :

$$\sigma = \varepsilon E,$$

где E — коэффициент пропорциональности, связывающий напряжение и деформацию, называемый *модулем упругости* (модулем нормальной упругости) при одноосном растяжении или *модулем Юнга*.

Величину модуля E можно рассматривать как показатель сопротивления металла упругому деформированию или как характеристику интенсивности нарастания напряжения с увеличением деформации. Величина E определяет наклон прямой ОА (под углом α) к горизонтальной оси диаграммы растяжения, при этом $E = \operatorname{tg} \alpha$.

Второй характеристикой упругой деформации является *модуль сдвига*. Упругая деформация сдвига g возникает под действием касательного напряжения τ . Отношение этого напряжения к сдвиговой деформации называется модулем сдвига $G = \tau/g$.

Значение G аналогично модулю нормальной упругости.

Всестороннее (гидростатическое) сжатие (или растяжение) вызывает относительное изменение объема χ , пропорциональное приложенному давлению P . Отсюда

$$K = P/\chi,$$

где K — объемный модуль упругости или коэффициент всестороннего сжатия, равный отношению давления к возникающей деформации.

Коэффициент Пуассона μ — еще один показатель упругих свойств (помимо модулей упругостей). Эта характеристика определяется как отношение поперечной деформации $\varepsilon_{\text{поп}}$ к продольной $\varepsilon_{\text{пр}}$, взятое с обратным знаком:

$$\mu = - \varepsilon_{\text{поп}} / \varepsilon_{\text{пр}}.$$

Эти четыре константы связаны между собой:

$$E = 2G(1 + \mu); \quad E = 3K(1 - 2\mu).$$

Зная две из них, можно рассчитать остальные.

Факторы, влияющие на модуль упругости. Модули принято считать характеристиками, относящимися к категории структурно-нечувствительных, и поэтому их рассматривают в качестве упругих констант. Это означает, что они (в отличие от большинства физико-механических показателей) слабо зависят от структурного состояния материала. Например, отожженная сталь и закаленная практически не отличаются величиной модуля упругости, хотя по уровню прочностных свойств различие наблюдается в несколько раз. Или взять чистое железо и сталь, скажем, эвтектоидного состава — с одной стороны, модули у них практически одинаковые, а с другой стороны, механические характеристики отличаются существенным образом.

Вместе с тем нужно учитывать влияние ряда факторов, способных заметным образом отражаться на значениях упругих констант. Прежде всего следует отметить *физическую природу материала*, т. е. силы химической связи. Чем сильнее межатомное взаимодействие, тем выше устойчивость кристаллической решетки, следовательно, и температура плавления $T_{\text{пл}}$, тем выше оказывается и модуль упругости. Этот результат описывается следующим соотношением:

$$E \sim T_{\text{пл}}^2.$$

Самый тугоплавкий металл — это вольфрам ($T_{\text{пл}} = 3410^\circ\text{C}$), у него же и самый высокий модуль упругости: $E = 40 \cdot 10^4$ МПа. Однако есть и аномальные значения, например бериллий: у него относительно умеренная температура плавления ($T_{\text{пл}} = 1284^\circ\text{C}$), но модуль $E = 37 \cdot 10^4$ МПа (среди металлов это второй по величине показатель).

Наиболее заметно влияющим фактором является *температура*. Поскольку модули упругости отражают изменение сил межатомного сцепления с изменением межатомного расстояния, то влияние температу-

ры, сказывающееся на таком взаимодействии, представляется вполне очевидным. При повышении температуры модули упругости обычно уменьшаются. Эта зависимость близка к линейной. Однако изменение модулей может иметь аномальный характер, если при нагреве происходят внутренние превращения, связанные, например, с протеканием полиморфных реакций: для железа наблюдается скачок модуля нормальной упругости при температуре, соответствующей фазовому переходу α -Fe в γ -Fe, т. е. при 911 °С.

Другим фактором, также способным влиять на упругие характеристики, считается *легирование*. Эффект от легирования, как и роль температуры, связан с изменением параметра решетки и сил межатомного взаимодействия. Известно, что параметр решетки твердого раствора в зависимости от его концентрации меняется приблизительно линейно. Модуль упругости E в этих случаях обычно монотонно изменяется, увеличиваясь или уменьшаясь, в соответствии с изменением параметра решетки растворителя. Кроме того, необходимо учитывать соотношение между силами связи атомов растворенного компонента и растворителя, с одной стороны, и силами межатомного взаимодействия в решетке растворителя, с другой. Если величина первых больше, то легирование приводит к повышению модулей упругости.

Легирование может увеличивать или уменьшать модуль в зависимости от влияния легирующего элемента на силы межатомного взаимодействия в решетке растворителя. Кроме этого фактора, эффект легирования может проявляться благодаря протекающим структурным превращениям. Например, если в результате легирования образуется вторая фаза, то значение модуля сплава с гетерогенной структурой может отличаться от величины модуля того же сплава, находящегося в однофазном состоянии.

Сильно влияющим фактором является *анизотропия*. Известно, что упругие свойства в разных кристаллографических направлениях оказываются неодинаковыми. Это легко понять, если учесть различное расстояние между соседними атомами в разных кристаллографических направлениях: чем меньше это расстояние, тем больше в данном направлении должен быть модуль упругости. Например, модуль нормальной упругости меди может колебаться от 196000 МПа в направлении [111] до 7000 МПа в направлении [100], для золота это различие составляет соответственно 112000 и 42000 МПа, для свинца — 28000 и 7000 МПа.

Большинство поликристаллических материалов имеют неупорядоченную ориентировку зерен, поэтому для них значения упругих констант практически постоянны и не зависят от направления. При этом измеренные значения модуля поликристаллов близки к усредненной величине, т. е. $E_{\text{поликр}} = (E_{\text{max}} - E_{\text{min}})/2$. Эти средние значения широко используются в инженерных расчетах.

Отметим также влияние *деформационного наклепа (упрочнения)*. Холодная пластическая деформация не оказывает существенного влияния на модули упругости. Некоторое уменьшение модулей при наклепе связано с созданием искажений в кристаллической решетке металлов и сплавов. Однако это не единственное изменение в структуре материала в ходе пластического деформирования. Наблюдается образование преимущественных кристаллографических ориентировок зерен — текстур, которые нарушают изотропность материала и поэтому могут вызвать существенные изменения значений модулей. Эти изменения, связанные с формированием таких преимущественных ориентировок, могут достигать десятков процентов, причем значения модулей упругости поликристаллических материалов при наличии текстур зависят от направления, в котором измеряются модули. Например, у холоднотянутой стальной проволоки с преимущественной ориентировкой в продольном направлении модуль Юнга достигает 246000 МПа, тогда как у изотропной стали он равен 210000 МПа.

Практическое значение модулей упругости весьма велико. Для предупреждения потери устойчивости конструкций полезно наряду с подбором их оптимальной формы применять также и материалы, отличающиеся высокими показателями модулей упругости. Но ни путем небольших изменений состава, ни термической обработкой обычно не удастся обеспечить радикальных изменений упругих констант. Значительное повышение модулей упругости может быть достигнуто только переходом к материалам другой группы, например от алюминиевых сплавов к сталям и чугунам.

1.4.2. Пластическая деформация

Пластической деформацией обычно называют необратимую деформацию материала, т. е. такую, которая сохраняется после снятия нагрузки. В макромасштабе подобная деформация проявляется как

остаточное формоизменение. Основным механизмом пластической деформации является внутризеренный сдвиг одних частей кристалла (зерна) относительно других. На атомном уровне такое перемещение осуществляется посредством разнообразных способов движения дислокаций. Само сдвигообразование может происходить различными механизмами, наиболее важными из которых являются скольжение и двойникование.

Отметим, что при повышенных температурах ($T \geq 0,5T_{\text{пл}}$), когда заметным образом сказывается влияние диффузионных процессов, существенный вклад в общую пластическую деформацию может оказывать межзеренный сдвиг. В этом случае частично пластическое течение осуществляется за счет зернограницного скольжения (проскальзывания по границам зерен) и, следовательно, помимо внутризеренной, имеет место и межзеренная пластическая деформация.

1.4.2.1. Деформация скольжением

Скольжение — такая разновидность сдвигового перемещения, когда одна часть кристалла как жесткое целое переносится относительно другой, условно принимаемой за неподвижную. После завершения указанного перемещения в обеих частях кристалла полностью восстанавливается прежняя геометрическая координация атомов, т. е. такой сдвиг является трансляционным.

Из дислокационной модели механизма скольжения следует, что этот процесс является кристаллографически упорядоченным: происходит по определенным плоскостям и вдоль определенных направлений. Наименьшее сопротивление движению дислокаций со стороны самой решетки (напряжение Пайерлса) оказывается в том случае, когда она скользит по плотноупакованным плоскостям (наиболее удаленным друг от друга) и вдоль плотноупакованных направлений (там будет наименьший трансляционный вектор — вектор Бюргерса). Плоскость скольжения и направление скольжения, лежащее в этой плоскости, образуют *систему скольжения*. Плоскости и направления скольжения для некоторых металлов приведены в табл. 1.3.

Приведенное напряжение сдвига для скольжения. Если деформировать растяжением какой-либо монокристаллический образец, то в зависимости от его исходной ориентации (относительно оси растяжения)

получим разные кривые «напряжение–деформация». Следовательно, показатели механических свойств, определяемые по результатам испытания на растяжение (пределы прочности и текучести, удлинение и др.), будут характеризовать анизотропию материала. Например, при растяжении цинка предел текучести при перемене ориентировки меняется примерно в 6 раз.

Таблица 1.3

Элементы скольжения в некоторых металлах

Тип кристаллической решетки	Металл	Плоскость скольжения	Направление скольжения	Число систем скольжения
ОЦК	α -Fe, Mo, W	{110} [*]	$\langle 111 \rangle$	12
ГЦК	Al, Ag, Au, Ni, Cu	{111}	$\langle 110 \rangle$	12
ГПУ	Cd, Mg, Zn	{0001}	$\langle 1120 \rangle$	3

^{*} Возможно также скольжение по плоскостям типа {112} и {123}.

Опыт показывает, что пластическая деформация определяется не напряжениями, приложенными извне, а реальными напряжениями сдвига, действующими в данной системе скольжения. Она начинается в тех плоскостях и направлениях, в которых действует наибольшее касательное напряжение, а само скольжение происходит при достижении некоторого порогового (критического) значения этого напряжения. Величина же возникающего касательного напряжения зависит от ориентировки внешней силы, расположения плоскости и направления скольжения.

Рассмотрим в качестве примера монокристаллический стержень с площадью поперечного сечения F , который подвергается одноосному растяжению с усилием P (рис. 1.11). В образце возникает растягивающее напряжение $\sigma = P/F$. Пусть плоскость скольжения Q определенным образом ориентирована относительно оси растяжения; при этом OX — направление скольжения в плоскости скольжения, α и β — углы между осью растяжения и соответственно плоскостью и направлением скольжения.

Установлено, что напряжение сдвига по плоскости скольжения, приведенное к направлению скольжения (иными словами, касательное напряжение τ , действующее в данной плоскости скольжения Q по направлению OX), составит величину $\tau = \sigma \sin \alpha \cos \beta$. С одной стороны, заметим, что $\tau = 0$ при $\sin \alpha = 0$ ($\alpha = 0$) или $\cos \beta = 0$ ($\beta = 90^\circ$). Таким обра-

зом, сдвиговое (касательное) напряжение оказывается равным нулю в тех случаях, когда плоскость скольжения расположена параллельно или перпендикулярно оси растяжения. Как видно, для этих двух предельных ориентировок деформация скольжением становится невозможной.

С другой стороны, максимальное касательное напряжение возникает, когда $\sin \alpha \cos \beta = 0,5$, что соответствует значениям α и β , равным 45° . Следовательно, $\tau_{\max} = 0,5\sigma$. Таким образом, при приложении растягивающей нагрузки к образцу в нем будут возникать касательные напряжения, величина которых в сильной мере зависит от того, как ориентированы плоскости скольжения относительно оси растяжения. В некоторых (менее благоприятно расположенных) плоскостях напряжение сдвига будет отсутствовать, а в других — составлять наибольшую величину.

Критическое приведенное напряжение сдвига. Закон Шмида. Пластический сдвиг в кристаллах начинается по такой системе скольжения, для которой величина касательного напряжения оказывается наибольшей (так называемая система *легкого скольжения*). Вместе с тем особенность пластического деформирования состоит также в том, что указанный сдвиг становится возможным тогда, когда действующее касательное напряжение (приведенное напряжение сдвига для скольжения) достигнет некоторого критического значения. Эта величина является константой и для каждого металла характеризуется определенным значением.

Таким образом, скольжение происходит, если возникающее касательное напряжение превысит критическую величину, которая может быть определена из соотношения

$$\tau_{\text{крит}} = \sigma_T \sin \alpha \cos \beta, \quad (1.2)$$

где $\tau_{\text{крит}}$ — критическое приведенное напряжение сдвига; σ_T — напряжение течения при растяжении; α — угол между плоскостью сколь-

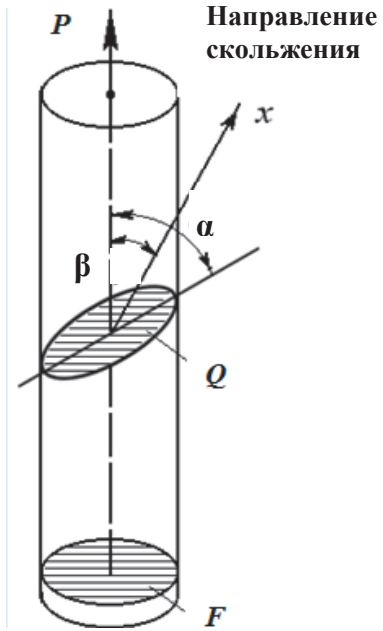


Рис. 1.11. Схема растяжения монокристаллического стержня, подвергающегося одноосному растяжению

жения и осью растяжения; β — угол между направлением скольжения и осью растяжения.

Выражение (1.2) известно как закон критического скалывающего напряжения, или закон Шмида. Обычно принимают $\sin \alpha \cos \beta = m$, где m — фактор ориентировки (фактор Шмида). Тогда $\tau_{\text{крит}} = \sigma_T m$. Если принять $\tau_{\text{кр}}$ за постоянную величину, то напряжение течения при растяжении σ_T будет зависеть от ориентационного фактора m (рис. 1.12). Это значит, что наиболее легко сдвиг происходит по таким плоскостям скольжения, в которых при нагружении возникают наибольшие касательные напряжения и где, следовательно, быстрее удастся достичь необходимого критического значения касательного напряжения, способного обеспечить сдвиг. Как указывалось, такие условия создаются в тех плоскостях скольжения (плоскостях легкого скольжения), для которых в силу благоприятной кристаллографической ориентировки фактор m имеет наибольшую величину. Поэтому при деформации кристаллов, имеющих различную ориентировку относительно оси растяжения, пластическое течение их будет протекать под действием различной по величине нагрузки.

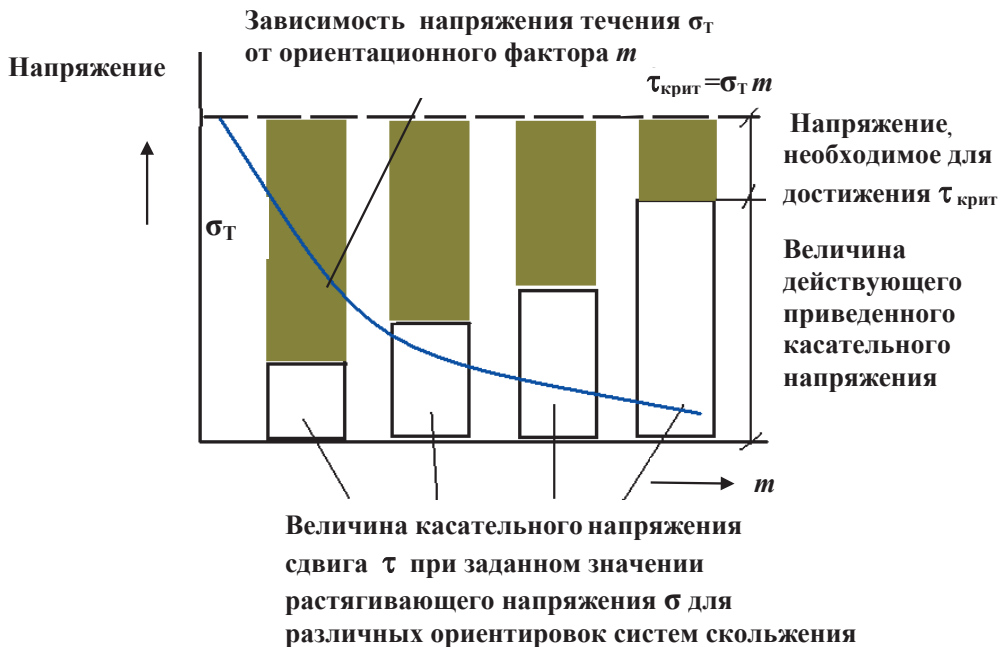


Рис. 1.12. Зависимость напряжения течения при растяжении материала от ориентировки (фактора Шмида m)

С повышением величины фактора Шмида уменьшается растягивающее напряжение, вызывающее пластическое течение металла. Поскольку закономерно возрастает фактически действующее напряжение сдвига, то, чтобы достичь необходимого порогового напряжения, нужно приложить соответственно меньшее добавочное напряжение. После чего и произойдет пластический сдвиг

Указанная особенность наиболее отчетливо проявляется на примере кристаллов, имеющих гексагональную решетку (цинк, магний, кадмий), для которой характерно наличие ограниченного числа систем скольжения. В то же время для металлов с ГЦК- и ОЦК-структурами зависимость напряжения от ориентационного фактора прослеживается в меньшей степени. Это объясняется наличием у таких кристаллов большого числа возможных систем скольжения и, следовательно, быстрым вовлечением в процесс деформации множественного скольжения.

Отметим также, что при растяжении монокристаллического образца меняется его исходная ориентировка: наблюдается поворот направления и плоскости скольжения в сторону оси растяжения. В результате изменяется геометрия образца — например, первоначально круглый в поперечном сечении становится по мере удлинения овальным.

1.4.2.2. Деформация двойникованием

Как указывалось, пластическая деформация кристаллов может осуществляться не только наиболее распространенным способом — скольжением, но и путем двойникования (рис. 1.13). Суть его состоит в том, что сдвиг происходит в результате кристаллографической переориентации смещенной части кристалла в положение, являющееся зеркальным (обратным) по отношению к основной (матричной) части. Возникающая двойниковая прослойка (двойник) отличается от матрицы только кристаллографической ориентировкой, но при этом они обе сохраняют одинаковую по уровню симметричности пространственную решетку.

Под действием напряжения сдвига τ атомы, находящиеся в двойниковой прослойке, движутся таким образом, чтобы оказаться в положении зеркального отображения относительно матричной части кристалла.

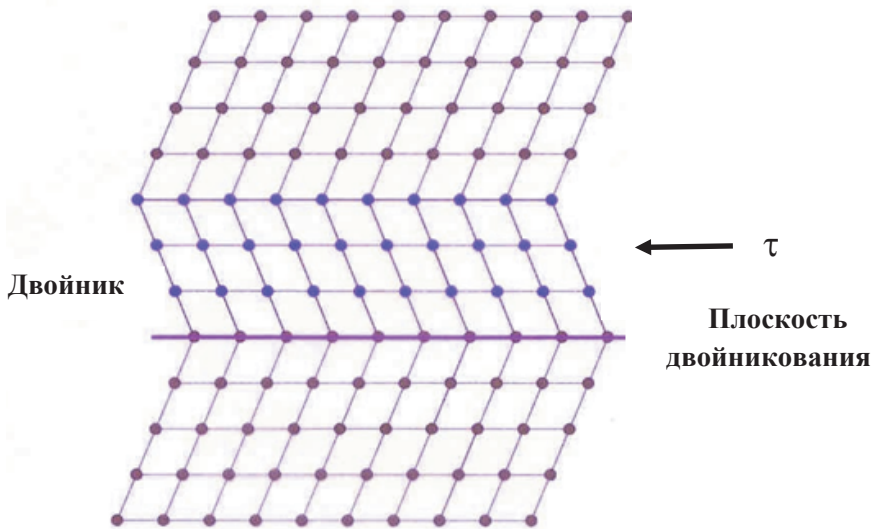
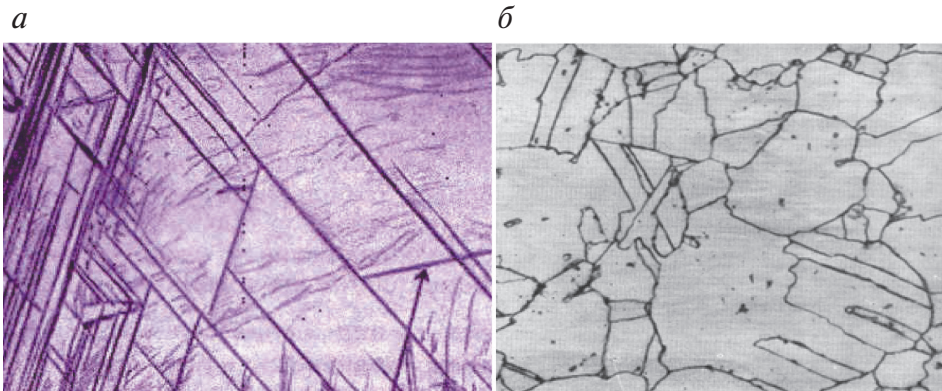


Рис. 1.13. Деформация двойникованием

Двойниковые прослойки, возникшие в результате пластической деформации, принято называть деформационными или механическими двойниками. Возможно присутствие двойников, вызванное влиянием и других процессов — ростом частиц твердой фазы при затвердевании или в результате рекристаллизационного отжига (двойники роста и двойники отжига). Визуально они различаются между собой тем, что при рассмотрении под микроскопом механические двойники выглядят в виде тонких линий (рис. 1.14, *а*), а двойники роста и отжига — как широкие полосы, соизмеримые с размером зерна (рис. 1.14, *б*).

Рис. 1.14. Двойники деформации в кристалле цинка (*а*) и двойники отжига в аустенитной стали (*б*): $\times 500$

Обычно двойникование идет в тех случаях, когда по тем или иным причинам оказывается затрудненным скольжение. Поэтому оно не является основным видом деформации в тех металлах, которые обладают большим числом систем скольжения (например, с ГЦК-решеткой). Напротив, наиболее часто оно наблюдается в металлах, в которых возможности для скольжения весьма ограничены, — скажем, в гексагональных плотноупакованных, где скольжение может идти по единственной базисной системе. Так, монокристалл цинка легко деформируется путем базисного скольжения, если плоскость базиса ориентирована наиболее благоприятным образом (значения фактора Шмида близки к максимальным). Но если эта плоскость расположена параллельно или перпендикулярно оси растяжения, то кристалл будет деформироваться другим способом — двойникованием. Двойникованию благоприятствует также деформация при низких температурах и высоких скоростях нагружения. В этих условиях, когда становится затрудненным скольжение, сдвиг реализуется посредством конкурирующего механизма — двойникованием. Такую картину можно наблюдать, например, в металлах с ОЦК-решеткой — в железе (α -Fe), молибдене, вольфраме, хроме. При отрицательных температурах и ударном нагружении деформация двойникованием возможна даже в металлах с ГЦК-решеткой.

Как и скольжение, двойникование является процессом кристаллографически упорядоченным, т. е. происходит по определенным плоскостям и вдоль определенных направлений (соответственно это плоскости и направления двойникования). Для каждого типа кристаллической решетки существует своя система двойникования. Так, для металлов с ГПУ-решеткой плоскостью двойникования является плоскость типа $\{0112\}$, а направлением двойникования — направление типа $\langle 0111 \rangle$. Соответственно для металлов с ОЦК-решеткой ими являются плоскости $\{112\}$ и направления $\langle 111 \rangle$, а для ГЦК — $\{111\}$ и $\langle 112 \rangle$.

Поскольку смещение атомов при двойниковании прекращается после сдвига их только на часть межатомного расстояния, то это не приводит к значительной остаточной деформации материала. Поэтому у металлов, которые деформируются преимущественно двойникованием, мала величина пластической деформации, и они считаются хрупкими материалами. Для таких металлов, как цинк, кадмий, магний, прошедшее двойникование может облегчать последующий процесс скольжения. Тем самым деформация может осуществляться обоими способами и в результате в состоянии достигать значительной вели-

чины. На границах двойников сохраняется когерентность (сопряженность) решеток матрицы и двойника. Это обстоятельство определяет их низкую энергию и, следовательно, высокую устойчивость (двойники исчезают с большим трудом и лишь при высоких температурах нагрева).

Процесс двойникования, как и механизм скольжения, описывается с позиций дислокационной модели сдвигообразования. В общем случае для начала двойникования требуются более высокие напряжения, чем для скольжения. Однако эти напряжения по-прежнему существенно ниже теоретической прочности кристалла. Поэтому реальная картина двойникования рассматривается как процесс постепенного распространения сдвига (аналогично скольжению) путем перемещения особых так называемых двойникующих дислокаций, способных двигаться по плоскости двойникования. Например, в металлах с ГЦК-решеткой двойникующей является частичная дислокация с вектором Бюргера типа $a/2\langle 112 \rangle$.

1.5. Структура деформированных металлов и сплавов

Структура деформированного материала зависит от таких факторов, как схема и условия деформации, степень обжатия, температура и скорость деформирования, его кристаллическое строение и химический состав. Как отмечалось, холодная пластическая деформация происходит двумя путями — скольжением и двойникованием. При деформации скольжением на предварительно полированных образцах появляются рельефные ступеньки, которые выглядят под микроскопом как прямые параллельные линии в пределах отдельных кристаллитов-зерен (так называемые *линии скольжения*).

Возможны также ситуации, когда деформация скольжением оказывается затрудненной. В этих условиях деформация может осуществляться за счет развития конкурирующего механизма сдвигообразования — двойникования. В структуре деформированного таким способом образца можно наблюдать тонкие линии деформационных двойников.

С ростом обжатия меняется форма зерен (рис. 1.15). Они вытягиваются в направлении деформации при растяжении и перпендикулярно нагрузке при сжатии.

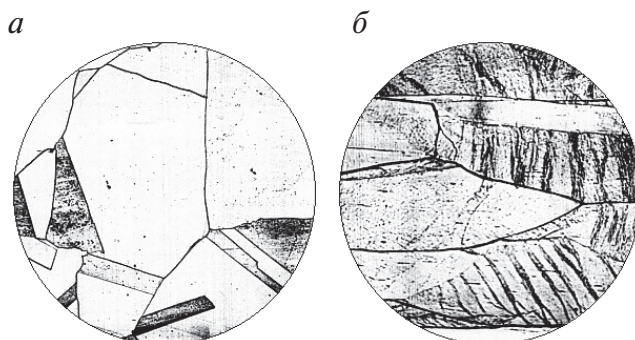


Рис. 1.15. Структура отожженной (а) и деформированной (б) растяжением на 25 % латуни: $\times 200$

Наиболее важным результатом структурного изменения при пластической деформации является резкое увеличение плотности дислокаций. Если у отожженного поликристаллического материала плотность дислокаций составляет $10^6 - 10^8 \text{ см}^{-2}$, то после сильной деформации она увеличивается на несколько порядков — до $10^{10} - 10^{12} \text{ см}^{-2}$.

Электронно-микроскопическое исследование показало, что с увеличением степени деформации дислокации связываются в сложные сетки (рис. 1.16). В зернах начинает формироваться *ячеистая* структура, характеризующаяся неравномерным распределением дислокаций, — образуются густые замкнутые объемные дислокационные сплетения (границы ячеек), внутри которых плотность дислокаций остается относительно небольшой. Соседние ячейки разориентированы между собой на небольшой угол, и поэтому такая дислокационная граница является малоугловой.

С увеличением деформации ячеистая структура становится более развитой, границы оказываются не такими размытыми, из объемных они постепенно преобразуются в относительно плоские, но с высокой плотностью дислокаций. Подобные хорошо оформленные ячейки с плоскими стенками называются *субзернами*, а сама образовавшаяся структура — *субзеренной*.

Таким образом, с возрастанием степени пластической деформации резко возрастает плотность дислокаций, увеличивается число порогов, может формироваться ячеистая структура (переходящая в субзеренную), растет концентрация точечных дефектов.

Текстура деформации. В результате деформирования поликристалла в большинстве зерен начинает преобладать определенное кристал-

логографическое направление или определенные направление и плоскость, располагающиеся параллельно направлению деформации. Такая преимущественная кристаллографическая ориентировка называется *текстурой*. В результате металл с исходно хаотично ориентированными зернами приобретает однонаправленное (с каким-то, однако, угловым рассеянием) их кристаллографическое расположение.

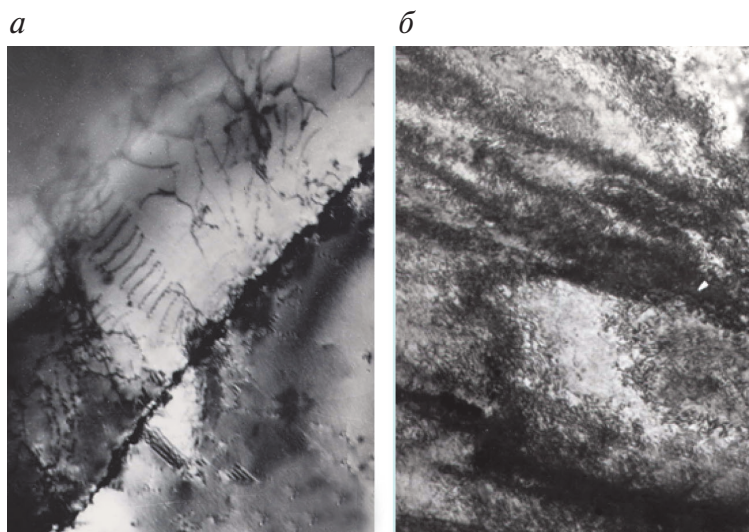


Рис. 1.16. Тонкая структура аустенитной стали в отожженном (а) и деформированном (б) состояниях: $\times 30000$

Схематично формирование текстуры показано на рис. 1.17.

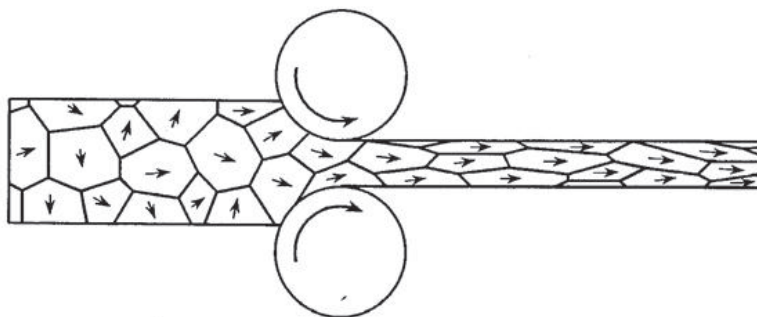


Рис. 1.17. Текстурообразование вследствие пластического деформирования

Различают несколько основных типов текстур, определяемых, главным образом, способом деформации.

Волокнистые текстуры. Такие текстуры возникают в условиях доминирования одноосных процессов деформирования — волочения, прессования, радиальнойковки, в результате которых зерна вытягиваются в направлении деформации. Например, волокнистая текстура, формирующаяся при волочении, характеризуется особым кристаллографическим направлением, параллельным оси проволоки (рис. 1.18):

$\langle uvw \rangle$ — текстура волочения.

В металлах с ОЦК-решеткой таковым является направление $\langle 110 \rangle$ (рис. 1.18, *а*). В случае металлов с ГЦК-решеткой возможно образование двойной волокнистой текстуры с направлениями $\langle 111 \rangle$ и $\langle 100 \rangle$, параллельными оси проволоки (рис. 1.18, *б*). Текстура типа $\langle 111 \rangle$ преобладает в металлах с высокой энергией дефектов упаковки. Такая картина наблюдается, например, в алюминии. Напротив, серебро и латунь, характеризующиеся небольшой энергией дефектов упаковки, имеют в основном текстуру типа $\langle 100 \rangle$ с незначительной долей второй компоненты $\langle 111 \rangle$. В гексагональных металлах базисные плоскости поворачиваются до тех пор, пока не станут параллельными оси проволоки, которая совмещается с направлением $\langle 1100 \rangle$, лежащим в базисной плоскости.

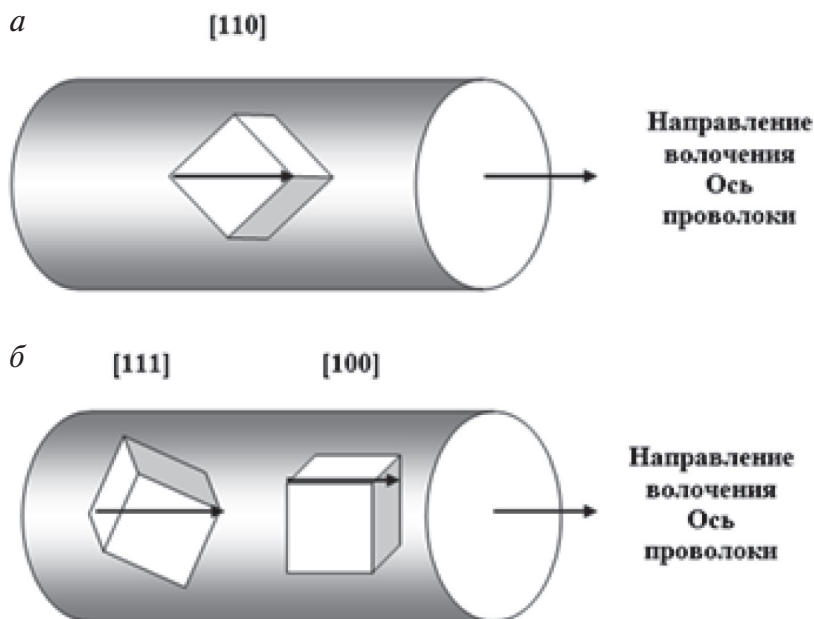


Рис. 1.18. Текстуры волочения для ОЦК- (*а*) и ГЦК-металлов (*б*)

Текстуры прокатки. Для текстур прокатки (рис. 1.19) характерно не только определенное кристаллографическое направление, параллельное направлению прокатки, но также определенная кристаллографическая плоскость, параллельная плоскости прокатки (плоскости листа или полосы):

$\langle uvw \rangle + \{hkl\}$ — текстура прокатки.

В металлах с ОЦК-решеткой преобладает текстура прокатки типа $\{001\}\langle 110 \rangle$, т.е. грань куба $\{001\}$ лежит в плоскости листа (полосы), а диагональ грани куба $\langle 110 \rangle$ совпадает с направлением прокатки (рис. 1.19, а). В этих металлах могут возникать сопутствующие текстуры, например $\{112\}\langle 110 \rangle$ и $\{111\}\langle 112 \rangle$.

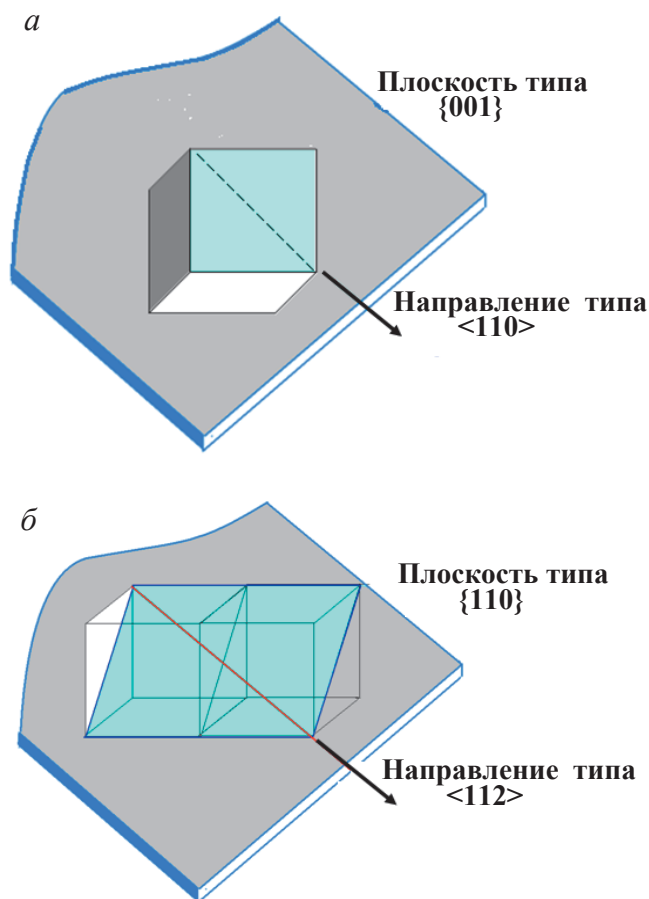


Рис. 1.19. Текстуры прокатки для ОЦК- (а) и ГЦК-металлов (б)

Металлы с ГЦК-решеткой имеют простую текстуру, а именно: плоскость $\{110\}$, параллельную плоскости прокатки, и направление $\langle 112 \rangle$, совпадающее с направлением прокатки (рис. 1.19, б). Такую комбинацию называют текстурой типа α -латуни; она встречается обычно в металлах с пониженной энергией дефектов упаковки и может сохраняться и после больших деформаций. Металлы с высокой энергией дефектов упаковки при увеличении степени деформации меняют текстуру типа α -латуни на более сложные текстуры.

В табл. 1.4 приведены кристаллографические характеристики наиболее распространенных типов текстур.

Таблица 1.4

Текстуры деформации

Кристаллическая структура	Вид обработки	Тип текстуры
ГЦК	Волочение и прессование	$\langle 111 \rangle$ параллельно оси проволоки Возможна вторая компонента $\langle 100 \rangle$
ОЦК	Волочение и прессование	$\langle 110 \rangle$ параллельно оси проволоки
ГПУ	Волочение и прессование	$\langle 1010 \rangle$ параллельно оси проволоки
ГЦК	Прокатка	$\{110\}$ параллельно плоскости прокатки $\langle 112 \rangle$ параллельно направлению прокатки
ОЦК	Прокатка	$\{001\}$ параллельно плоскости прокатки $\langle 110 \rangle$ параллельно направлению прокатки
ГПУ	Прокатка	$\{0001\}$ параллельно плоскости прокатки $\langle 1120 \rangle$ параллельно направлению прокатки

Практическая важность образования текстур обусловлена тем, что они вызывают анизотропию механических и физических свойств поликристаллов. Такая анизотропия может либо оказаться серьезным недостатком, либо быть весьма полезной. Например, при подходящем выборе текстуры лист в определенном направлении (вдоль, поперек или перпендикулярно плоскости листа) может быть прочнее, чем лист из того же материала без текстуры.

1.6. Изменение механических и физических свойств

1.6.1. Механические свойства

С увеличением степени нагружения возрастает сопротивление пластической деформации. Поэтому для поддержания непрерывной деформации материала нужно постоянно прикладывать все возрастающее по величине усилие, следовательно, происходит его деформационное упрочнение. Такое упрочнение в процессе пластического деформирования называется *наклепом*.

Причины деформационного наклепа непосредственно связаны с протекающими при деформации структурными изменениями. В первую очередь, это обусловлено резким повышением плотности дислокаций, а также формированием фрагментированной (ячеистой) структуры в результате преобразований дислокационных скоплений. Последний фактор действует наподобие тому, как если бы в материале произошло образование более мелких зерен с очевидным сокращением длины свободного пробега дислокаций и ограничением величины внутризеренного сдвига. Наконец, следует учитывать и возможное формирование текстуры (в поликристаллах), сопровождающееся возрастанием анизотропии прочностных свойств.

Особенности упрочнения монокристаллов. В общем случае упрочнение кристаллов при деформации носит многостадийный характер. Наиболее наглядно это может проявляться при растяжении чистых от примесей монокристаллов металлов с ГЦК-решеткой. На кривой упрочнения четко различаются три стадии деформирования — очень слабого упрочнения I, большого и постоянного по интенсивности упрочнения II и, наконец, упрочнения по примерно параболическому закону с умеренной интенсивностью III:

1. В продолжении первой стадии (*стадии легкого скольжения*) действует лишь одна система скольжения, для которой ориентационный фактор Шмида оказывается наиболее благоприятным, т. е. составляет наибольшую величину. Дислокации проходят большие расстояния и легко выходят из кристалла, плотность их растет очень слабо, поэтому упрочнение мало.

2. На второй стадии (*стадии множественного скольжения*) в действие вступают вторичные системы скольжения. Возникает возможность образования многочисленных препятствий (типа барьеров Ломер — Коттрелла и ступенек на винтовых дислокациях) в результате взаимодействия дислокаций, скользящих в пересекающихся плоскостях; плотность дислокаций резко возрастает. В результате металл упрочняется с существенно большей интенсивностью.

3. Третья стадия (*стадия динамического возврата*) характеризуется тем, что под действием все возрастающего напряжения получает развитие процесс поперечного скольжения винтовых дислокаций. Тем самым создаются условия для возможного преодоления возникших ранее препятствий и, как следствие, наблюдается снижение интенсивности упрочнения.



Рис. 1.20. Кривые деформационного упрочнения металла с ГЦК-решеткой:

1 — монокристаллического; 2 — поликристаллического

Поперечное скольжение является термически активируемым процессом, поэтому третья стадия начинается при том более низком напряжении, чем выше температура и чем больше энергия дефектов упаковки (поскольку с ее ростом уменьшается ширина расщепления винтовых дислокаций). Так, для алюминия энергия дефектов упаковки (ДУ) велика, поэтому деформация при комнатной температуре начинается практически сразу с третьей стадией, минуя первые две. И только при очень низких температурах (например, в случае дефор-

мирования при температуре жидкого азота, т. е. при -196°C) в алюминии можно наблюдать все три стадии. Напротив, для меди энергия ДУ мала, поэтому развитие всех стадий упрочнения может происходить при комнатной температуре. Вместе с тем деформирование при повышенных температурах способно частично или полностью исключить развитие первой и второй стадий, поскольку при этом снижается критическое напряжение сдвига по вторичным плоскостям скольжения.

Фактическое поведение реальных кристаллов может привести к тому, что различные стадии деформирования получают разное развитие или же вовсе отсутствуют. Для металлов с гексагональной решеткой в основном развивается начальная стадия слабого линейного упрочнения (из-за малого числа систем легкого скольжения). В кубических кристаллах наличие большего числа систем скольжения стимулирует обычно быстрое наступление стадии множественного скольжения, сопровождающегося эффективным упрочнением (рис. 1.21).

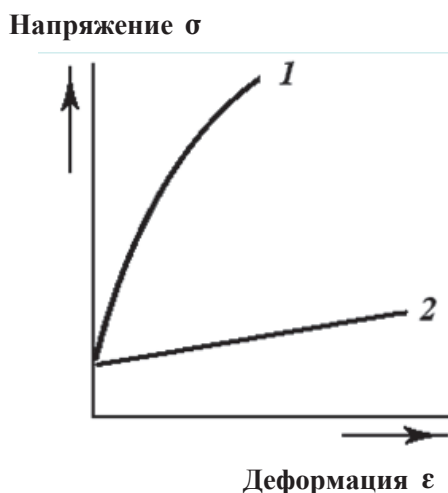


Рис. 1.21. Схематический вид кривых упрочнения для монокристаллов:

1 — с ГЦК-решеткой; 2 — с ГПУ-решеткой

Особенности упрочнения поликристаллов. Если монокристалл заменить агрегатом из множества произвольно ориентированных кристалликов (поликристаллом), то картина деформации меняется. Отметим наиболее существенные моменты:

1. Механические и физические свойства поликристаллического материала в исходном (до деформации) состоянии оказываются пример-

но одинаковыми во всех направлениях, т. е. он оказывается практически изотропным.

2. В процессе пластического деформирования отдельные зерна не находятся под действием одноосной системы напряжений (даже если образец подвергается простому растяжению). Границы между деформируемыми зернами остаются постоянными, поскольку соседство самих зерен (если не учитывать межзеренное скольжение) не меняется. Поскольку каждое зерно имеет ориентировку, отличную от ориентировок окружающих зерен, то это приводит к различию в их деформационном поведении. В результате соседние зерна налагают ограничения на деформацию друг друга.

Деформация в поликристаллическом материале должна идти неоднородно — в первую очередь деформируются зерна, имеющие наилучшую ориентировку (при которой фактор Шмида m оказывается максимальным). Например, при общем растяжении поликристаллического образца алюминия на 5 % удлинение отдельных зерен колеблется от 2 до 14 %. Деформация неравномерно распределяется не только между зернами, но внутри самих зерен (существует градиент деформации).

Наличие границ зерен приводит к тому, что простое (легкое) скольжение обычно отсутствует и деформация в каждом зерне начинается преимущественно множественным скольжением. Поэтому поликристаллы упрочняются сильнее, чем монокристаллы, и для них кривая упрочнения обычно имеет параболический характер.

В ходе пластической деформации, помимо сдвига в объеме зерен, наблюдается скольжение по границам, в результате чего зерна поворачиваются относительно друг друга. Это вызывает изменение ориентировки, меняется фактор Шмида и становится возможным скольжение в ранее недеформированных зернах.

При деформировании металла на 50–70 % пределы прочности и текучести, а также твердость обычно увеличиваются в полтора-два раза. В то же время относительное удлинение δ резко уменьшается уже при небольших деформациях, а после сильных обжатий может снижаться иногда в 20–30 раз (рис. 1.22, а).

1.6.2. Физические свойства

Пластическая деформация оказывает влияние и на изменение физических, а также некоторых химических свойств металлических материалов (рис. 1.22, б). Так, в чистых металлах наблюдается небольшое

повышение электросопротивления ρ (на 2–6 %), что связано с рассеянием электронов проводимости точечными дефектами и дислокациями, размноженными в процессе деформирования. У сплавов зависимость электросопротивления от величины пластической деформации более сложная. В неупорядоченных твердых растворах электросопротивление меняется примерно так же, как и у чистых металлов. Если же деформации подвергнуть сплав на основе упорядоченного твердого раствора, то вследствие нарушения дальнего порядка, вызываемого пластическим деформированием, будет наблюдаться резкий рост электросопротивления.

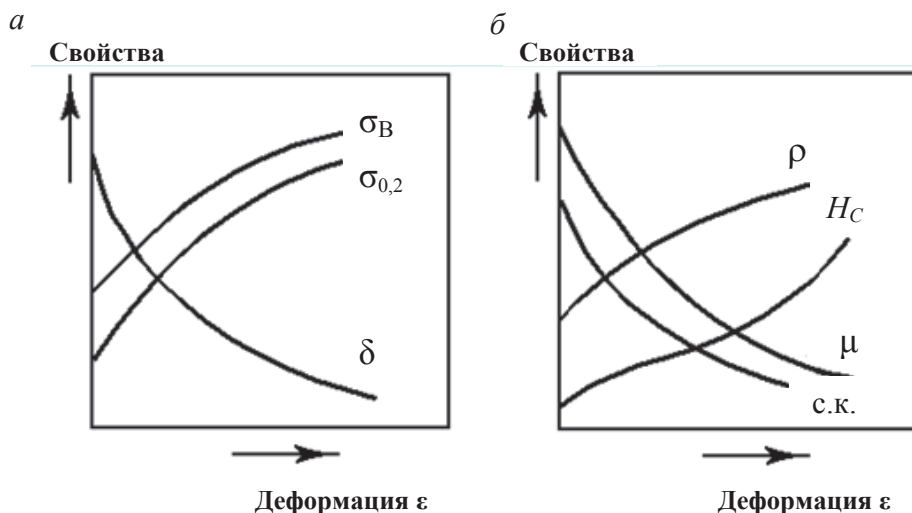


Рис. 1.22. Деформационная зависимость механических (а) и физико-химических (б) свойств металлов:

σ_B — предел прочности; $\sigma_{0,2}$ — предел текучести; δ — относительное сужение;
 μ — магнитная проницаемость; H_c — коэрцитивная сила; с.к. — сопротивление коррозии; ρ — электросопротивление

С увеличением степени деформации и возрастанием плотности дислокаций снижается магнитная проницаемость μ и повышается коэрцитивная сила H_c , так как дислокации закрепляют границы доменов в ферромагнетике. Тем самым затрудняются процессы намагничивания и перемагничивания, которые осуществляются путем перемещения доменных границ.

Пластическая деформация повышает химическую активность металла, ускоряет растворение его в кислотах и снижает стойкость против электрохимической коррозии.

Глава 2.

Структурные изменения при нагреве деформированного материала

В процессе деформирования большая часть затраченной механической энергии рассеивается в виде тепла. Однако некоторая ее часть аккумулируется в самом материале, что выражается в повышении его внутренней энергии, обусловленном упругими искажениями за счет введенных дефектов кристаллического строения (точечных и линейных). Тем самым деформированный материал становится термодинамически неустойчивым и в нем появляется возможность самопроизвольного протекания процессов, направленных на снижение накопленной энергии и приближение к равновесному состоянию. Подобный переход сопровождается структурными изменениями, в основе которых лежит необходимость развития термически активируемых диффузионных процессов. Вот почему при нагревании деформированного материала в нем закономерно должны протекать структурные превращения, переводящие его в отожженное состояние, что, в свою очередь, сопровождается изменением свойств.

Возвращение свойств к уровню отожженного материала в зависимости от температуры состоит из нескольких стадий. Каждая из них протекает в довольно узком температурном диапазоне. Величина восстановления свойств возрастает от стадии к стадии по мере роста температуры.

В зависимости от температурных условий последеформационного нагрева различают следующие стадии процесса восстановления.

- *возврат*, включающий последовательное протекание *отдыха* и *полигонизации*;
- *рекристаллизация*, состоящая из рекристаллизации *первичной* и *собираательной* (или *вторичной*).

2.1. Возврат

Под *возвратом* понимают совокупность процессов, происходящих на дорекристаллизационной стадии (до $T = 0,30 \dots 0,40 T_{пл}$) и не связанных с перемещением высокоугловых границ.

У большинства металлов она приходится на интервал 100–300 °С. При возврате наблюдается уменьшение избыточной концентрации точечных дефектов, а также перераспределение и аннигиляция части дислокаций. Возврат делится на две стадии: отдых и полигонизацию.

Отдых — самая низкотемпературная ($T = 0,03 \dots 0,20 T_{пл}$) стадия перехода термодинамически нестабильного металла в более равновесное состояние. При отдыхе в основном происходит перестройка структуры точечных дефектов: рекомбинация (взаимное уничтожение) вакансий и межузельных атомов, миграция вакансий к дислокациям. Кроме того, может наблюдаться небольшое перераспределение дислокаций, при этом плотность их существенно не уменьшается. Все перемещения дислокаций носят локальный характер. Таким образом, наиболее важным структурным изменением при отдыхе следует считать уменьшение концентрации точечных дефектов. Прямое наблюдение за такими изменениями структуры затруднительно. Поэтому исследуют отдых косвенными методами. Следует учитывать, что дефекты различного типа по-разному влияют на то или иное свойство. Механические характеристики, связанные с плотностью и характером распределения дислокаций, практически не меняются при отдыхе. Физические свойства чувствительны к наличию точечных дефектов. Так, изменение электросопротивления на стадии отдыха может достигать 30 %.

Особенность отдыха — отсутствие инкубационного периода. Изменение свойств начинается с самого начала отжига. Скорость его максимальна в начальный момент и уменьшается с увеличением времени выдержки (рис. 2.1).

Скорость убывания или приращения (ΔX) какого-либо свойства можно принять обратно пропорциональной времени отдыха τ :

$$d(\Delta X)/d\tau = k/\tau,$$

где k — константа для данной температуры T , зависящая от энергии активации процесса E :

$$k = A \exp(-E/RT).$$

Следовательно, скорость отдыха имеет наибольшее значение в начале процесса, далее экспоненциально убывает.

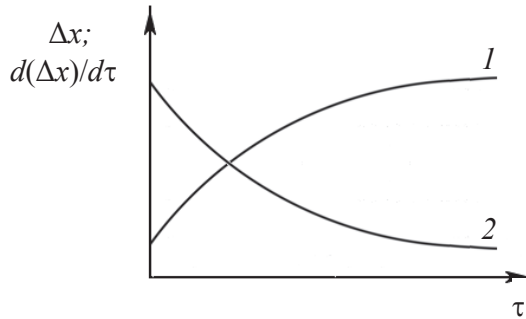


Рис. 2.1. Схема изменения физических свойств (1) и скорости их изменения (2) при отдыхе

Атомы примесей и легирующих элементов затрудняют диффузию вакансий и уменьшают скорость отдыха. Полное восстановление свойств на стадии отдыха до уровня отожденного состояния возможно только после небольших деформаций, когда скольжение происходит в одной системе и не образуется устойчивых дислокационных скоплений. Если же в скольжении участвовало несколько систем, то возврат свойств после отдыха может быть лишь частичным.

Полигонизация — заключительная стадия возврата ($T = 0,2 \dots 0,4 T_{\text{пл}}$), сопровождающаяся перестройкой дислокационной структуры с образованием малоугловых границ. При повышении температуры облегчается движение вакансий и дислокаций, сопровождающееся аннигиляцией части дислокаций и их перераспределением. Это перераспределение осуществляется не только скольжением, но и переползанием. В результате таких перемещений дислокаций, беспорядочно расположенных в деформированной области, образуются энергетически более выгодные стенки дислокаций — малоугловые границы. Области между такими границами называют субзернами или фрагментами. Они относительно свободны от дислокаций.

Наиболее наглядно механизм полигонизации объясняется на примере отжига монокристалла, содержащего повышенное количество дислокаций одного знака. При нагреве ближайшие дислокации разных знаков в одной плоскости скольжения аннигилируют (взаимно

уничтожаются), а оставшиеся дислокации одного знака образуют более стабильные конфигурации (стенки), перпендикулярные плоскости скольжения (рис. 2.2).

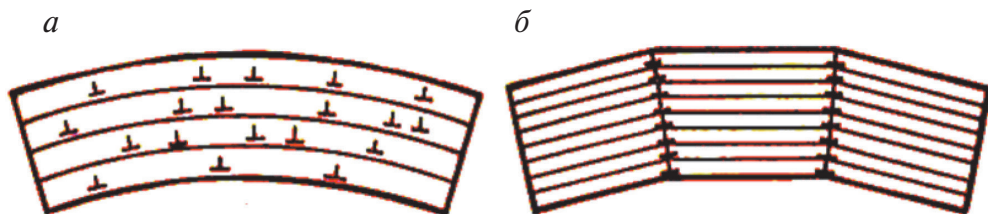


Рис. 2.2. Схема расположения дислокации в изогнутом кристалле:

а — до полигонизации; *б* — после полигонизации

Образование дислокационных стенок — энергетически выгодный процесс, который должен идти самопроизвольно. Однако для его развития требуется термическая активация. Дислокационные стенки образуются в результате скольжения и переползания дислокаций. Переползание обеспечивается медленным диффузионным процессом, поэтому скорость переползания определяет скорость полигонизации.

С увеличением времени выдержки или повышением температуры субзерна могут вырасти до больших размеров (до 10 мкм). Рост их происходит в пределах исходных деформированных зерен и может осуществляться либо путем миграции малоугловых границ, либо коалесценцией (слиянием) субзерен.

При коалесценции наблюдается постепенное размывание субграниц. Соседние субзерна приобретают одинаковую кристаллографическую ориентацию. Исчезновение границы должно сопровождаться некоторым поворотом решеток субзерен для образования единой ориентации. Граница между субзернами постепенно исчезает. Для того чтобы произошел поворот субзерен, нужно диффузионное перераспределение атомов. Поэтому этот процесс (как наиболее медленно идущий) в целом лимитирует скорость коалесценции. Границы субзерен все время остаются малоугловыми. Угол разориентировки соседних субзерен обычно не превышает 10° .

2.2. Рекристаллизация

При более высокой температуре нагрева протекает собственно процесс рекристаллизации — завершающая стадия перехода деформированного материала в равновесное состояние, связанная уже с необходимостью участия (миграции) дефектов более высокого ранга — поверхностных дефектов (границ зерен). На стадии же возврата структурные изменения ограничивались поведением точечных либо линейных дефектов. Рекристаллизация вызывает существенное уменьшение объемной энергии деформированных зерен, сопровождающееся радикальным изменением структурного состояния и восстановлением всех свойств в направлении исходного состояния.

В зависимости от температуры нагрева процесс совершается путем возникновения и движения границ с большими углами разориентировки (первичная рекристаллизация) или только вследствие перемещения таких границ (собирательная и вторичная рекристаллизации).

2.2.1. Первичная рекристаллизация

Термодинамическим стимулом для развития первичной рекристаллизации является накопленная при пластической деформации энергия, связанная с дислокациями. Свободная энергия рекристаллизованного металла оказывается существенно меньше, чем деформированного, что обусловлено резким снижением плотности дислокаций в процессе прохождения рекристаллизации.

Первичную рекристаллизацию можно определить как процесс образования и роста в деформированной матрице новых зерен с неискаженной структурой, разделенных высокоугловыми границами. В процессе прохождения рекристаллизации наблюдаются сильные структурные изменения: наряду с вытянутыми деформированными зёрнами различаются новые относительно равноосные зёрна (рис. 2.3). Подобно фазовому превращению, рекристаллизация кинетически идет по типу зародышеобразования, т. е. возникают, а затем растут центры рекристаллизации — новые зёрна с совершенной структурой, отличающейся резко пониженной концентрацией дефектов. Так, плотность дислока-

ций ρ падает с $\sim 10^{12} \text{ см}^{-2}$ в деформированном состоянии до $10^6 - 10^8 \text{ см}^{-2}$ после рекристаллизации, что обычно соответствует структуре отожженного металла.

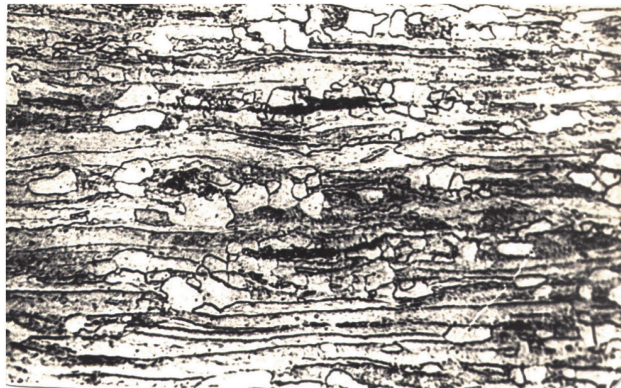


Рис. 2.3. Зеренная структура прокатанного железа на стадии частичной рекристаллизации

Данный процесс принято описывать двумя кинетическими параметрами: скоростью зарождения N (число зародышей новых равноосных зерен, образующихся в единицу времени) и скоростью роста G (увеличение линейного размера зародыша в единицу времени). Окончательный размер зерна тем меньше, чем больше N и меньше G . Оба параметра зависят от большого числа факторов: от степени предшествующей деформации, химического состава, температуры нагрева. В результате волокнистая структура деформированного металла постепенно заменяется равноосной. Этому структурному состоянию отвечает полное снятие наклепа.

Новые зерна растут после определенного инкубационного периода (рис. 2.4), который тем меньше, чем выше степень предварительной деформации, температура отжига и степень чистоты металла. Это является особенностью рекристаллизации и ее отличием от возврата. Процесс первичной рекристаллизации характеризуется зависимостью доли рекристаллизованного объема f от продолжительности отжига τ . Затухание рекристаллизации вызвано прекращением роста все большего числа новых зерен вследствие их соприкосновения между собой.

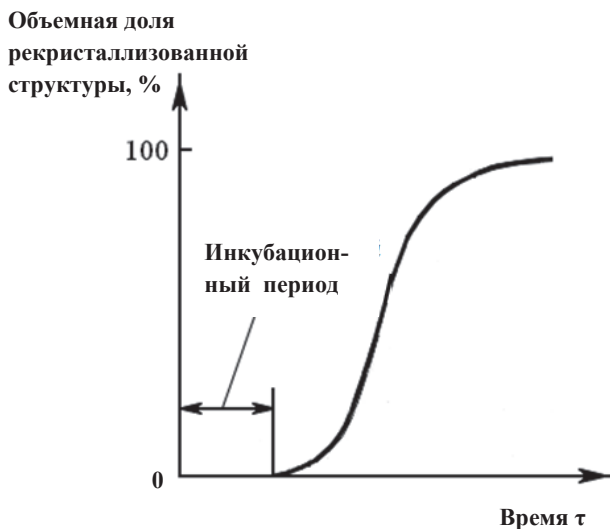


Рис. 2. 4. Схема кинетики процесса первичной рекристаллизации:

$t = \text{const}$; f — доля рекристаллизованного объема

Механизмы зарождения центров рекристаллизации. Главным в механизме зарождения рекристаллизованных зерен является формирование окруженного высокоугловыми границами участка с высоким структурным совершенством. В зависимости от природы металла, температуры, скорости, степени и вида пластической деформации и других факторов зародыш рекристаллизации в деформированной матрице может формироваться разными путями. Общей термодинамической причиной появления центров рекристаллизации обычно является наличие участков максимального искажения кристаллической решетки вследствие локального избытка дислокаций, внесенных деформацией. Такая избыточная плотность дислокаций наблюдается у границ зерен, двойников, вблизи включений.

В общем случае можно выделить следующие механизмы зарождения:

1. *Миграция локальных участков исходных (т. е. уже имеющих) высокоугловых границ.*

В этом случае зародыши рекристаллизации образуются непосредственно на границах деформированных зерен при продвижении (миграции) небольших участков готовой высокоугловой границы в сторону одного из зерен с образованием выступов, «языков» (рис. 2.5). Движущей силой такой миграции является разность в энергии наклепанных участков по обе стороны от границы, которая продвигает-

ся в зерно с большей плотностью дислокаций. Движущаяся граница «выметает» на своем пути дефекты решетки в более деформированном зерне. Увеличение поверхностной энергии при образовании «языка» перекрывается уменьшением накопленной при деформации энергии.

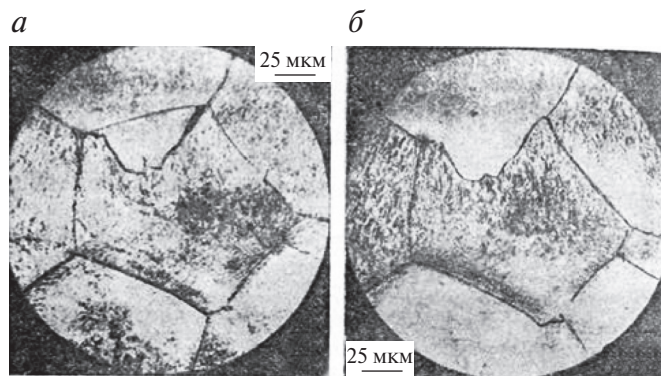


Рис. 2.5. Рекристаллизация путем образования выступов на высокоугловой границе, стимулированная разной плотностью дислокаций по обе стороны границы: до (а) и после завершения процесса (б)

Другой возможный вариант — зарождение на межфазовой границе раздела, обусловленное локальным скоплением дислокаций возле частиц второй фазы (рис. 2.6).

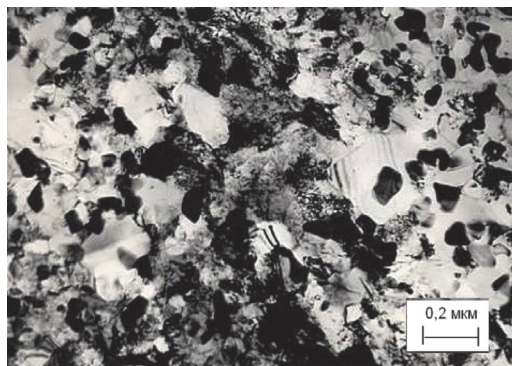


Рис. 2.6. Зарождение рекристаллизованных зерен возле интерметаллидных включений в аустенитной стали

2. Образование центров с новыми высокоугловыми границами и их последующий рост (до взаимного соприкосновения).

Этот механизм основан на появлении новых центров рекристаллизации путем постепенной трансформации малоугловых границ в вы-

соуголовые вследствие роста субзерен, сформированных на предшествующей стадии полигонизации. Так, малоуголовая граница наклона (рис. 2.7) может преобразоваться в высокоуголовую при условии увеличения плотности дислокаций в стенке, что сопровождается ростом угла разориентировки Θ :

$$\theta = \frac{n}{l} b,$$

где n — число дислокаций в стенке; l — высота стенки; b — вектор Бюргерса.

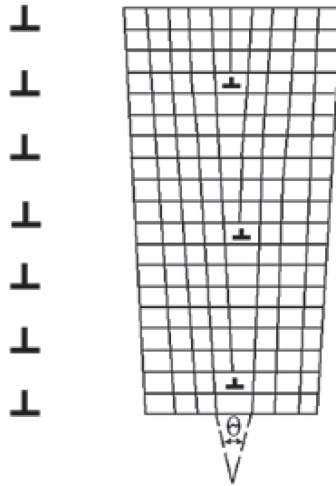


Рис. 2.7. Вертикальная дислокационная стенка

При любом механизме зародышеобразования ведущую роль играют диффузионные процессы (развитие процесса переползания, объемной диффузии). Поэтому образование центров рекристаллизации — это термически активируемый процесс.

2.2.2. Температура рекристаллизации

Температура, при которой начинается процесс рекристаллизации, называется температурой рекристаллизации, или температурным порогом рекристаллизации $T_{\text{рекр}}$. Ниже этой температуры рекристаллизация не происходит (это область возврата), а выше — процесс идет с высокой скоростью. Строго говоря, обычно рассматривается некото-

рый температурный диапазон прохождения рекристаллизации, но для удобства принято пользоваться какой-то определенной температурой, в качестве которой принимается нижняя граница этого температурного интервала.

Порог рекристаллизации $T_{\text{рекр}}$ не является физической константой и зависит от ряда факторов, среди которых наиболее важными являются следующие:

1. *Степень предварительной деформации.* Чем выше величина деформации, тем более низким оказывается положение $T_{\text{рекр}}$. Особенно сильно порог рекристаллизации снижается на начальных стадиях деформации (до 25–30 %), а затем влияние обжатия заметно ослабевает.
2. *Температура плавления материала $T_{\text{пл}}$.* Существует простая формула, устанавливающая связь между этими характеристиками:

$$T_{\text{рекр}} = aT_{\text{пл}}.$$

Следовательно, чем более тугоплавким оказывается материал, тем выше у него температура рекристаллизации.

3. *Наличие примесей (легирование).* В представленном выражении a — коэффициент пропорциональности, учитывающий влияние примесей (эффекта легирования) на положение $T_{\text{рекр}}$. Считается, что этот показатель a равен 0,1–0,2 для металлов особо высокой чистоты. Для технически чистых металлов он составляет 0,3–0,4, а для концентрированных твердых растворов равен 0,6–0,8.

Одна из эмпирических модификаций этого соотношения известна как формула А. А. Бочвара и используется для примерной оценки порога рекристаллизации применительно к металлам технической чистоты, деформированных более чем на 25–30 %:

$$T_{\text{рекр}} = 0,4T_{\text{пл}}.$$

Температура плавления в формуле подставляется по шкале Кельвина.

4. *Длительность выдержки при рекристаллизационном отжиге.* Поскольку все процессы, протекающие при нагреве деформированного материала, связаны с кинетической энергией атомов и их диффузионным перемещением в кристаллической решетке, то продолжительность выдержки обратно пропорциональна температуре отжига, необходимой для начала рекристаллизации.

После первичной рекристаллизации, когда выросшие центры рекристаллизации приходят во взаимное соприкосновение, возможно протекание собирательной (или частного ее случая — вторичной) рекристаллизации.

2.2.3. Собирательная рекристаллизация

Собирательной рекристаллизацией называют рост одних рекристаллизованных зерен за счет соседних, тоже рекристаллизованных. Следует подчеркнуть, что укрупнение зерен происходит равномерно по всему объему. Начало собирательной рекристаллизации необязательно должно совпадать с моментом полного завершения первичной рекристаллизации. Когда в отдельных участках металла рекристаллизованные зерна приходят в соприкосновение, то здесь затем может начаться собирательная рекристаллизация, хотя в других участках еще идет первичная. Движущей силой собирательной рекристаллизации является термодинамический фактор, обусловленный неуравновешенностью сил поверхностного натяжения, стремящихся выпрямить искривленные границы и создать равновесную геометрическую конфигурацию, а также необходимостью уменьшить величину поверхностной энергии $F_{\text{пов}}$.

Границы перемещаются естественно так, чтобы углы в тройных стыках приближались к 120° . При этом протяженность границ зерен наименьшая, что соответствует минимуму поверхностной энергии. После первичной рекристаллизации зерна имеют неправильную форму, разные размеры и различное число граней. Показано, что зерна, имеющие более шести сторон, растут, а с меньшим количеством — поглощаются. Чем меньше сторон у зерна, тем быстрее пойдет процесс их исчезновения. Рост зерна — это процесс диффузионный и, следовательно, является термически активированным. При этом зерно растет путем перехода атомов через границу. При этом граница перемещается по направлению к центру кривизны.

В общем случае зависимость среднего размера зерна d после собирательной рекристаллизации от времени отжига τ подчиняется выражению

$$d = B \tau^n,$$

где $n = 0,1 \dots 0,5$; B — константа, зависящая от температуры. Уменьшение параметра n , т. е. снижение интенсивности роста зерен, вызвано торможением границ примесями и другими причинами.

С другой стороны, эффективным термодинамическим стимулом для роста рекристаллизованных зерен является стремление минимизировать величину поверхностной энергии, что достигается за счет уменьшения протяженности суммарной поверхности зерен, т. е. вследствие их укрупнения.

Торможение миграции границ рекристаллизованных зерен может быть связано с присутствием примесных атомов. Такое их воздействие проявляется и тогда, когда они находятся в твердом растворе и когда образуют частицы избыточной фазы.

Торможение роста зерен дисперсными частицами вызвано тем, что обход границей частицы приводит к увеличению протяженности границ и к увеличению суммарной поверхностной энергии.

Существует качественная зависимость для размера рекристаллизованного зерна d :

$$d \sim d^*/f,$$

где d^* — их средний размер дисперсных частиц; f — их объемная доля.

Отсюда следует вывод: чем больше объемная доля включений и чем они мельче, тем меньше конечный размер зерна.

2.2.4. Вторичная рекристаллизация

Вторичная рекристаллизация представляет собой частный случай рекристаллизации собирательной и заключается в том, что после окончания первичной рекристаллизации при повышении температуры наблюдается неравномерный рост рекристаллизованных зерен — некоторые из них начинают избирательно расти за счет остальных. Следовательно, отличительный признак вторичной рекристаллизации — наличие двух групп зерен, резко различных по размерам, т. е. имеется четко выраженная структурная разнотернистость.

На рис. 2.8 представлены изображения размера и формы зерен после деформации и рекристаллизационного отжига.

Неравномерный рост зерен вызывается различными причинами. Однако обязательным условием для развития вторичной рекристаллизации является так называемая стабилизация матрицы, т. е. сильное торможение границ большинства зерен, образовавшихся при первичной рекристаллизации. Причин для стабилизации рекристаллизован-

ной матрицы может быть несколько, основной из которых является наличие дисперсных частиц или сегрегаций примесей на границах.

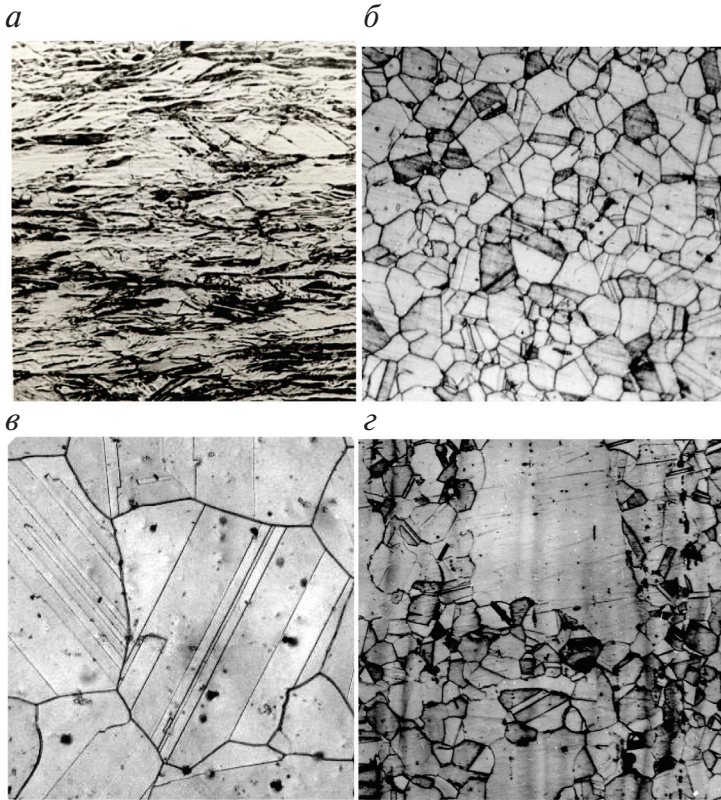


Рис. 2.8. Зеренная структура после холодной деформации (а), первичной (б), собирательной (в) и вторичной (г) рекристаллизации: $\times 600$

Центрами вторичной рекристаллизации могут быть зерна, образованные после первичной рекристаллизации и по каким-то причинам имеющие преимущества в росте. Этими причинами могут быть: а) меньшая, чем у других зерен, величина объемной энергии (пониженная концентрация дефектов: если зародыш первичной рекристаллизации образовался коалесценцией, а не миграцией границ, то он содержит меньше дефектов); б) большие, чем у других зерен, размеры. Различие в размерах может быть вызвано неравномерностью распределения дисперсных частиц. При этом границы отдельных зерен могут быть значительно слабее заблокированы, и такие зерна становятся способными к росту.

Таким образом, вторичная рекристаллизация совершается при соблюдении двух условий. Во-первых, рост основной массы зерен, сформировавшихся к концу первичной рекристаллизации, должен быть чем-то заторможен и, во-вторых, отдельные зерна должны расти со скоростью, значительно большей, чем остальные.

2.2.5. Величина рекристаллизованного зерна

Важной структурной характеристикой рекристаллизованного металла является, следовательно, размер зерна, образующегося в результате последеформационного нагрева. Факторами, наиболее сильно влияющими на размер зерна, являются следующие.

Степень предварительной деформации ϵ . В общем случае более сильная деформация приводит при нагреве к зарождению большего числа центров и получению более мелкого рекристаллизованного зерна.

Однако при оценке роли степени предварительной деформации необходимо учитывать также исходную зеренную структуру материала, т. е. важно знать, какое зерно было перед деформацией — крупное или мелкое.

На рис. 2.9 показана зависимость размера зерна рекристаллизованного металла d от степени предварительной деформации ϵ . Если рекристаллизационному отжигу подвергается металл с исходной крупнозернистой структурой, то зависимость оказывается монотонной — по мере увеличения обжатия рекристаллизованное зерно измельчается (рис. 2.9, *а*). Несколько иная картина наблюдается в случае рекристаллизационного отжига металла с исходно мелкозернистой структурой (рис. 2.9, *б*). Существует некая критическая деформация $\epsilon_{кр}$, ниже которой после отжига зерно остается неизменным, т. е. по-прежнему мелким. При деформации, равной критической, формируются очень крупные зерна. Следовательно, под критической понимается такая деформация, которая при последующем отжиге приводит к получению крупного зерна. Обычно величина $\epsilon_{кр}$ невелика и составляет 2—10 %. При деформации, превышающей критическую, зависимость приобретает уже привычный вид — с ростом обжатия после отжига получается более мелкое зерно.

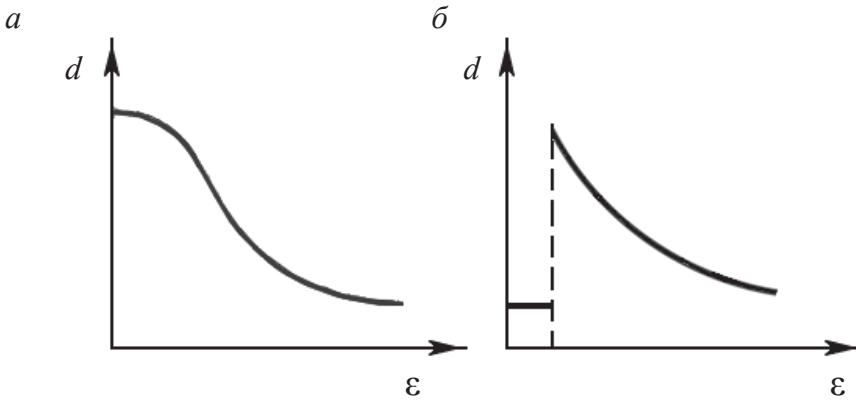


Рис. 2.9. Схема влияния степени предварительной деформации на размер зерна после рекристаллизационного отжига:

a — исходное зерно крупное; *б* — исходное зерно мелкое

Считается, что при деформации поликристаллического материала, близкой к $\epsilon_{кр}$, из-за неравномерности деформирования некоторые зерна (их относительно немного) испытывают не пластическую, а упругую деформацию. Поэтому такие зерна окажутся относительно более термодинамически устойчивыми и при последующем нагреве именно они сыграют роль центров рекристаллизации. Принципиальная особенность, следовательно, состоит в том, что в данном случае не происходит образования новых зерен, преимущественный рост приобретают старые, оказавшиеся практически неискаженными. Вследствие их малого числа окончательное зерно оказывается по размеру очень крупным. При деформации, превышающей $\epsilon_{кр}$, уже все зерна испытывают пластическую деформацию, поэтому при последующем отжиге будет происходить обычный процесс зародышеобразования: центрами рекристаллизации становятся новые, неискаженные зерна.

Характерная зеренная структура, сформированная в результате последеформационного отжига, представлена на рис. 2.10.

Температура и длительность нагрева. Чем выше температура рекристаллизационного отжига, тем более крупным получится зерно. В этом случае активную роль будет играть развитие собирательной рекристаллизации.

При увеличении продолжительности нагрева зерно постепенно будет укрупняться, пока не достигнет размера, устойчивого для данных температурных условий.

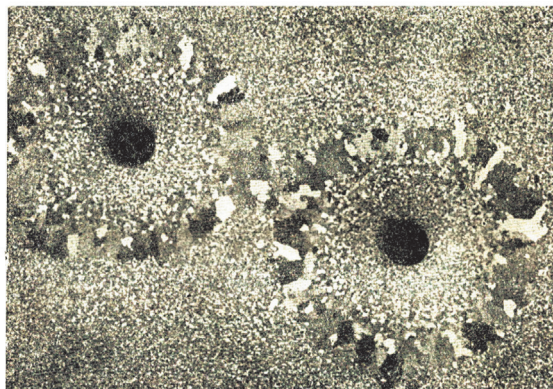


Рис. 2.10. Структура рекристаллизованного оловянного листа, простреленного двумя пулями

Термодинамическим стимулом для самопроизвольного роста рекристаллизованных зерен является стремление минимизировать величину поверхностной энергии $F_{\text{пов}}$, что достигается за счет уменьшения суммарной поверхности зерен S , т. е. их укрупнения.

Это утверждение описывается следующим выражением:

$$F_{\text{пов}} = S\sigma,$$

где σ — поверхностное натяжение (т. е. энергия, необходимая для образования единицы внутрифазовой поверхности раздела).

Химический состав. Следует различать растворимые и нерастворимые примеси. В случае присутствия растворимых примесей температура начала рекристаллизации зависит от их природы и концентрации. Наиболее резко эта зависимость проявляется при введении тысячных и сотых долей атомных процентов примесей в высокочистые металлы. Примеси почти всегда повышают температуру начала рекристаллизации. Их атомы упруго взаимодействуют с дислокациями, образуя атмосферы Коттрелла. Эти атмосферы мешают перераспределению дислокаций, которое необходимо для формирования центров рекристаллизации. Примеси тормозят не только зарождение, но и рост центров рекристаллизации. Обусловлено это стремлением атомов примесей сегрегировать на границах зерен. Граница должна в таком случае «тащить» эти атомы при своем перемещении (и тогда скорость перемещения ограничивается скоростью диффузии этих атомов).

Нерастворимые включения, как правило, задерживают миграцию границ зародышей рекристаллизации и сдерживают их рост, т.е. уменьшают G . Чем дисперснее частицы и меньше расстояние между ними, тем сильнее они тормозят рост зародышевых центров. В результате уменьшается средний размер зерна после рекристаллизации.

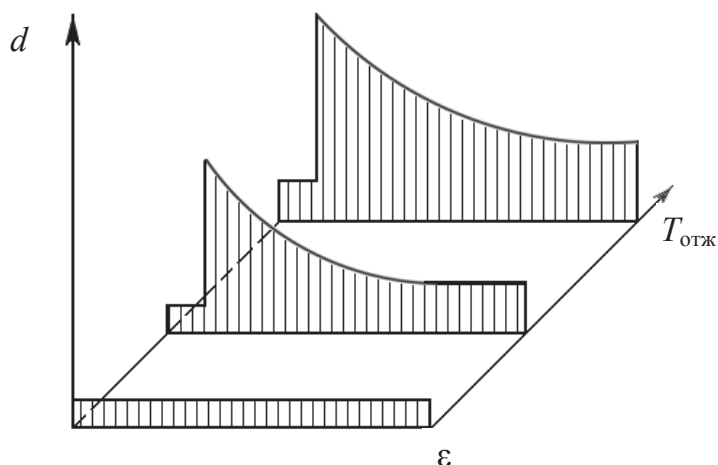
Величина исходного зерна. Измельчение исходного зерна ускоряет процесс первичной рекристаллизации, так как в мелкозернистом материале больше суммарная протяженность границ, а границы исходных зерен являются местами, где раньше всего формируются центры рекристаллизации. Преимущественно размер исходного зерна сказывается на скорости зарождения N . Например, у алюминия с мелким исходным зерном полная рекристаллизация в процессе отжига при 350 °С достигается в 6,6 раза быстрее, чем у крупнозернистого.

Скорость нагрева. При скоростном нагреве отдых не успевает пройти до начала рекристаллизации, концентрация вакансий не уменьшается и скорость диффузионных процессов, необходимых для образования зародышей новых зерен, не снижается. Кроме того, запасенная в результате пластического деформирования внутренняя энергия полностью сохраняется, что приводит к термодинамическому стимулированию рекристаллизации, облегчает зарождение и рост новых зерен. Таким образом, повышение скорости нагрева способствует увеличению N и, следовательно, измельчению зеренной структуры.

Зависимость размера зерна от всех вышеперечисленных факторов невозможно представить на одном графике. Поэтому большое распространение получили так называемые диаграммы рекристаллизации, которые изображают зависимость размера зерна металла или сплава от условий деформации и нагрева (рис. 2.11).

Обычно ее изображают в виде пространственного графика, на котором дается зависимость среднего размера зерна d (вертикальная ось) от величины деформации ε (горизонтальная ось, лежащая в плоскости рисунка) и температуры отжига $T_{\text{отж}}$ (вторая горизонтальная ось, нормальная плоскости рисунка).

Недостаток диаграмм рекристаллизации состоит в том, что на них дается размер зерна для деформации разных степеней и разных температур отжига при одинаковой его продолжительности, т.е. для разных стадий процесса рекристаллизации. Ясно, что чем больше была степень деформации и чем выше температура отжига, тем полнее за то же время проходит процесс рекристаллизации.

Рис. 2.11. Диаграмма рекристаллизации (время $\tau = \text{const}$)

2.3. Изменение свойств при нагреве деформированного материала

Наиболее важный результат отжига холоднодеформированного металла — это устранение наклепа, т.е. прочностные свойства полностью снимаются, а пластические возрастают. Свойства, как и структура, могут восстанавливаться в несколько стадий. В отдельных случаях то или иное свойство может почти полностью достичь исходных значений еще на стадии возврата или на стадии незавершенной первичной рекристаллизации. Это связано, во-первых, с разной степенью влияния различных дефектов на то или иное свойство и, во-вторых, с различной подвижностью этих дефектов. Механические характеристики (твердость, временное сопротивление и т.д.) связаны с плотностью и характером распределения дислокаций. Физические свойства, например электросопротивление, зависят преимущественно от концентрации точечных дефектов. Поэтому их восстановление может происходить на разных этапах последеформационного нагрева.

Наиболее распространенный случай зависимости механических свойств деформированного металла от температуры отжига схематично изображен на рис. 2.12. При дорекрысталлизационном нагреве на стадии протекания отдыха структурные изменения заключаются только

в уменьшении концентрации точечных дефектов, а плотность дислокаций снижается мало, поэтому упрочнение сохраняется. На стадии полигонизации, которая вызывает определенное понижение плотности дислокаций в зернах за счет формирования и укрупнения субзерен, прочностные свойства начинают снижаться. Первичная рекристаллизация, связанная с радикальным изменением зеренной структуры, сопровождается резким снижением плотности дислокаций, вызывает сильное разупрочнение, которое протекает между температурами начала и конца рекристаллизации. Собирательная рекристаллизация может лишь немного понизить прочностные свойства из-за укрупнения зерна.

Механические свойства

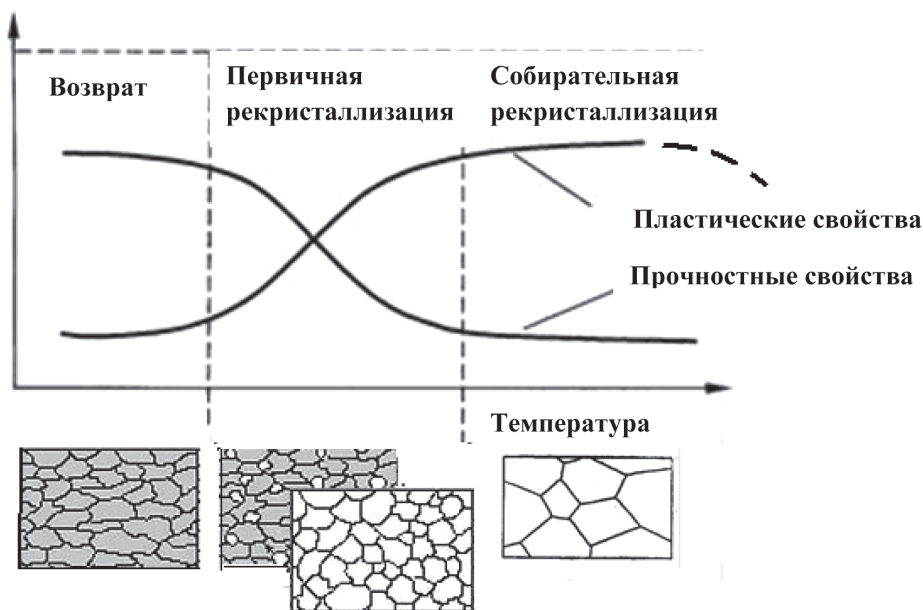


Рис. 2.12. Влияние температуры отжига на механические свойства деформированного металла

Показатели пластичности при отжиге после холодной деформации слабо возрастают в области возврата, сильно повышаются в результате первичной рекристаллизации и мало изменяются при собирательной рекристаллизации. Начиная с некоторой температуры, пластичность снижается, так как собирательная рекристаллизация может привести к образованию чрезмерно крупного зерна. Такое укрупнение зерен в процессе рекристаллизационного нагрева называется *перегре-*

вом. В случае значительного повышения температуры отжига может наблюдаться другой дефект термообработки — пережог, связанный с окислением и даже частичным оплавлением границ зерен. Результатом этого является резкое падение пластических и прочностных свойств отожженного материала.

Можно выделить следующие общие закономерности изменения свойств при возврате и рекристаллизации:

1. Возврат, связанный только с перераспределением и аннигиляцией точечных дефектов, восстанавливает электросопротивление и плотность. Механические свойства не меняются.

2. Возврат, связанный с перераспределением дислокаций (полигонизация), вызывает изменение прочностных свойств, но пластичность металла не восстанавливается.

3. Полностью механические свойства, характерные для недеформированного состояния, восстанавливаются лишь при рекристаллизации. Первичная рекристаллизация, как правило, сопровождается повышением пластичности.

Рассмотренные закономерности изменения свойств справедливы лишь в том случае, если на процессы возврата и рекристаллизации не накладываются другие процессы, такие как распад твердых растворов, растворение и коагуляция дисперсных фаз и т. п.

2.4. Горячая пластическая деформация

.....

Ранее были рассмотрены особенности холодной пластической деформации, т. е. деформации, проводимой при температуре ниже температуры рекристаллизации, а также структурные изменения, протекающие при последующем нагреве. Эти процессы принято называть *статическими*, поскольку они развиваются после, а не во время деформации. Холодная пластическая деформация приводит к упрочнению материала, а последующий нагрев — к разупрочнению. В том случае, если деформация происходит при повышенных температурах (выше температуры рекристаллизации), явления упрочнения и разупрочнения протекают одновременно, конкурируя друг с другом. Развивающиеся при этом процессы возврата и рекристаллизации принято считать *динамическими*.

В зависимости от температурного интервала, в котором происходит пластическая деформация, ее классифицируют на холодную (ниже $(0,25...0,30)T_{пл}$), теплую (от $(0,25...0,30)T_{пл}$ до $(0,5...0,6)T_{пл}$) и горячую (выше $(0,5...0,6)T_{пл}$). В более общем случае принято выделять собственно холодную и горячую деформации в зависимости от того, как соотносятся между собой температуры деформации и рекристаллизации (т. е. $T_{деф}$ ниже или выше $T_{рекр}$).

При любой пластической деформации можно рассматривать протекание двух конкурирующих процессов — упрочнения (деформационного наклепа), обусловленного повышением плотности дислокаций, и разупрочнения, вызываемого действием возврата и рекристаллизации.

Холодная пластическая деформация характеризуется существенным возрастанием плотности дислокаций. Одновременно с этим поперечное скольжение размноженных дислокаций дает возможность им обходить барьеры, что позволяет снижать эффект упрочнения за счет протекания динамического возврата.

В процессе теплой деформации также происходит непрерывное деформационное упрочнение вследствие активного размножения дислокаций. Однако при такой деформации наблюдается и противоположный процесс — развивается разупрочнение, протекающее не только вследствие поперечного скольжения дислокаций, но и за счет их переползания. Переползание, основой чего является диффузия точечных дефектов, становится возможным при температурах выше $(0,25...0,30)T_{пл}$. Результатом этого становится формирование при теплой деформации субграниц (полигональной субструктуры).

Отличительной особенностью горячей деформации по сравнению с холодной и теплой является подавление горячего наклепа вследствие доминирующего влияния процессов разупрочнения, обусловленных не только прохождением динамической полигонизации, но и активным развитием динамической рекристаллизации.

2.4.1. Структурные изменения сплава в процессе горячей деформации

Структура горячедеформированных металлов зависит от совокупности процессов, отвечающих за разупрочнение, их последовательности и полноты протекания. Схематично это представлено на рис. 2.13,

на котором изображена прокатка стальной полосы в гладких валках. Исходная недеформированная структура состоит из равноосных зерен с малой плотностью дислокаций. Форма очага деформации (пространство, заключенное между валками, где происходит формоизменение металла) такова, что деформация максимальна на входе в очаг деформации. Поэтому быстро достигается состояние горячего наклепа, характеризующееся вытянутостью зерен и повышенной плотностью дислокаций в них.

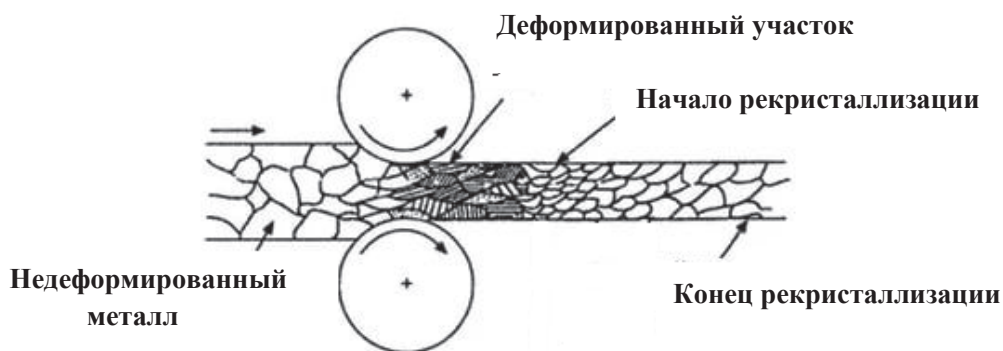


Рис. 2.13. Схема процессов, протекающих при горячей деформации

По мере продвижения металла в очаге деформации скорость деформации уменьшается и становится возможным протекание динамических процессов разупрочнения — динамического возврата и на завершающем этапе динамической рекристаллизации. Возникающие зародышевые центры образуются преимущественно на границах зерен, однако в условиях горячей деформации динамическая рекристаллизация, как правило, не успевает дойти до конца. Поэтому уже во время последеформационной выдержки (в течение междеформационной паузы) или последующего медленного охлаждения после окончания деформации полное обновление структуры завершается прохождением статической рекристаллизации.

Изменяя параметры прокатки, а именно скорость деформации и скорость последеформационного охлаждения, можно регулировать структуру материала, ее однородность, стабильность и соответственно менять свойства.

2.4.2. Факторы, влияющие на сопротивление горячей деформации

Сильное влияние на сопротивление деформации оказывают фазовый и химический состав, скорость и температура деформации. Рассмотрим по порядку эти факторы.

Фазовый и химический состав. Наименьшим сопротивлением обладают сплавы с однофазной структурой. В этом случае деформация является более однородной. Сопротивление деформации чувствительно даже к незначительному содержанию примесей. Значение при этом имеет как природа примесей, так и характер их распределения в основном металле. Атомы примесей, образуя твердый раствор с основным компонентом, вызывают искажение его решетки. Чем большее искажение решетки основного металла вызывают входящие в нее атомы примесей, тем больше повышается сопротивление деформированию. Что касается нерастворимых примесей — необходимо учитывать характер их распределения в поликристаллах. Примеси оказывают значительно меньшее влияние на сопротивление деформации и пластичность, если они располагаются в виде отдельных включений внутри зерен по сравнению с тем условием, когда они располагаются по границам зерен в виде сеток. Большое значение имеет природа такой сетки. Хрупкие сетки вызывают понижение как прочностных, так и пластических свойств, а иногда приводят к полной хрупкости сплава. Легкоплавкие сетки часто являются причиной того, что сплавы нельзя подвергать горячей обработке давлением.

Таким образом, примеси оказывают значительное влияние на изменение сопротивления деформированию. Очищение сплава от некоторых примесей (например, кремния, фосфора и т. д.) может уменьшить сопротивление деформации, а загрязнение (скажем, серой, свинцом) может сделать сплав практически непригодным для горячей деформации.

Скорость деформации. Другим фактором, оказывающим сильное влияние на сопротивление горячей деформации, является ее скорость. При горячей обработке давлением в металлах одновременно протекают два процесса, противоположно влияющих на сопротивление деформации: упрочнение, увеличивающее напряжение течения, и рекристаллизация, уменьшающая его. Так как процессы упрочнения и разупрочнения развиваются во времени, то от скорости де-

формирования зависит результирующее значение сопротивления деформации. Если сопротивление холодной деформации относительно слабо зависит от ее скорости, то повышение скорости горячей деформации увеличивает сопротивление ей в несколько раз. Деформация с большими скоростями при любой высокой температуре и последующее быстрое охлаждение приведут к тому, что рекристаллизация не успеет пройти и окажется возможным сохранение деформационного наклепа.

Следует учитывать влияние скорости деформации на фазовые превращения в деформируемом материале. В одних случаях увеличение скорости вызывает фазовое превращение, в других, наоборот, препятствует, так как они не успевают пройти в течение времени деформации. Например, резкое уменьшение пластичности алюминиевой бронзы типа (Cu + 9 % Al, 4 % Fe) в интервале температур 350–400 °С при статическом нагружении можно объяснить только фазовыми превращениями — распадом пересыщенного β -твердого раствора. При динамическом нагружении хрупкость отсутствует, так как распад твердого раствора не успевает пройти.

Температура деформации. С повышением температуры увеличивается скорость разупрочнения. Наиболее полное разупрочнение вызывает рекристаллизация. Разупрочнение будет тем больше, чем выше температура и чем меньше скорость деформации. Это справедливо только в случае деформирования чистых металлов и сплавов, не претерпевающих фазовых превращений.

В сплавах при изменении температуры деформирования могут протекать фазовые или полиморфные превращения. В этом случае сопротивление деформированию будет меняться в зависимости от того, какие фазы будут появляться, а какие исчезать. Например, пластическая деформация пересыщенных твердых растворов сопровождается их распадом с образованием новой фазы, состоящей из дисперсных частиц. Частицы, блокируя плоскости скольжения, увеличивают сопротивление деформированию.

С повышением температуры горячего деформирования в сплаве может появиться жидкая фаза. При достаточном ее количестве сплав становится хрупким и непригодным к деформированию. Для устранения влияния жидкой фазы на пластичность материала необходимо так подбирать химический состав, чтобы исключить возможности появления эвтектик и включений с более низкой температурой плавления,

чем основной компонент, или же применять обработки, обеспечивающие расположение жидкой фазы в виде каплеобразных включений внутри, а не по границам зерен.

2.4.3. Преимущества и недостатки горячей деформации

Горячая пластическая деформация широко используется в производстве чаще, чем холодная деформация с последующей рекристаллизацией. Это обусловлено следующими причинами:

1. *Меньшая опасность растрескивания металла.* При повышении температуры понижается сопротивление скольжению, увеличивается число действующих систем скольжения, что приводит к повышению пластичности.

Существует много технических металлов и сплавов, которые вследствие чрезмерной хрупкости могут обрабатываться только при повышенных температурах. К таким материалам относятся Mg, Zn, W, Mo, сплавы меди, богатые цинком, оловом, карбиды вольфрама. То же можно сказать о слитках стали. Ввиду грубозернистой структуры и сегрегаций примесей, свойственной литой стали, слитки нельзя обрабатывать при низких температурах, не вызвав растрескивания. Даже при высоких температурах нужно применять небольшие деформации.

2. Любая холодная пластическая деформация сопровождается проведением одного или нескольких *промежуточных отжигов* (для снятия деформационного наклепа). Этого не требуется при горячей обработке. Поэтому такая технологическая операция требует меньших затрат времени и средств.

3. *Возможность измельчения зерна.* В процессе деформации возрастает плотность дислокаций и число мест, где могут образоваться зародыши рекристаллизации. Обычно горячая деформация проводится в интервале температур, в котором может происходить рост зерен. Однако при высокой скорости деформации образование новых зародышей рекристаллизации происходит быстрее, чем рост старых зерен. Поэтому при интенсивной горячей деформации формируется мелкое зерно. Чтобы не допускать его роста, горячая деформация не должна заканчиваться при высоких температурах. На практике обработка начинается при высоких температурах, позволяющих получать максимальную пластичность, а заканчивается при низких, при которых уже

не будет роста зерен. При таких условиях получается мелкое зерно, практически свободное от напряжений. Если же конечная деформация невелика, а температура высока, то можно получить зерно аномально больших размеров (фактически создаются благоприятные условия для прохождения критической деформации).

Однако горячая деформация обладает и рядом недостатков. Перечислим основные:

1. *Неоднородность структуры и свойств.* Горячедеформированный металл имеет менее однородные свойства по сечению, чем холоднодеформированный и отожженный. Конечный размер зерна горячедеформированного металла никогда не бывает однородным по двум причинам. Во-первых, по сечению металла деформация осуществляется неравномерно (наличие деформационного градиента) и в поверхностных слоях деформация всегда самая интенсивная; поэтому здесь возникает более мелкое рекристаллизованное зерно. Во-вторых, при охлаждении температура внутренних слоев всегда выше, чем наружных. Эта температура обычно достаточно высока, чтобы стимулировать рост зерен. Поэтому в горячедеформированном изделии всегда есть градиент размеров зерен по сечению — от мелких на поверхности до крупных в центре. В массивных изделиях это различие бывает особенно ярко выражено.

2. *Низкое качество поверхности.* Большинство металлов при температурах горячей обработки покрываются окалиной. Удаление окалины затруднительно и требует затраты средств. После холодной деформации поверхность чище, так как в этом случае поверхностное окисление минимально.

3. *Трудности поддержания постоянной температуры.* Тонкие листы и проволока охлаждаются настолько быстро, что без специального подогрева валков они не могут сохранять высокую температуру. Изделия с небольшими сечениями, как правило, обрабатываются в холодном состоянии. Большие по размеру изделия изготавливают обычно горячим способом, а затем подвергают последующей холодной доводке.

4. *Необходимость в специальном высокотемпературном нагревательном оборудовании.* С этим связаны очевидные затраты на приобретение и эксплуатацию нагревательных печей и сопутствующих устройств.

Глава 3.

Термическое упрочнение

Термическая обработка рассматривается (как и обработка материалов давлением) в качестве радикального средства воздействия на структуру, обеспечивающего практическим образом целенаправленное и регулируемое формирование наперед заданных свойств. Поэтому представляется оправданным изложить (хотя бы в общих чертах) суть и достижимые результаты упрочнения материалов с использованием технологических приемов термической обработки.

3.1. Общие положения термической обработки

Термической обработкой называется процесс теплового воздействия на металлы и сплавы в целях направленного изменения их структуры и свойств. Очевидно, что такое изменение должно быть достаточно устойчивым и способным сохраняться в течение всего срока службы материала.

Все известные способы термической обработки включают в себя три основные процедуры — нагрев до заданной температуры, последующая выдержка при этой температуре и заключительное охлаждение (рис. 3.1). Выбор конкретных операций технологической схемы обработки (температура и скорость нагрева, длительность выдержки, скорость охлаждения) определяется тем, какими желаемыми свойствами должен обладать данный материал. Вместе с тем из этих необходимых процедур следует выделить наиболее принципиальные — нагрев и охлаждение, т. е. в какой температурной области нагреть и с какой скоростью охладить. Неправильный выбор этих параметров обычно приводит к результату, кардинально не соответствующему ожидаемому итогу.



Рис. 3.1. Основные операции термической обработки

Существующие виды термической обработки можно условно разделить на следующие основные группы — отжиг, закалка и отпуск (старение) (рис. 3.2).

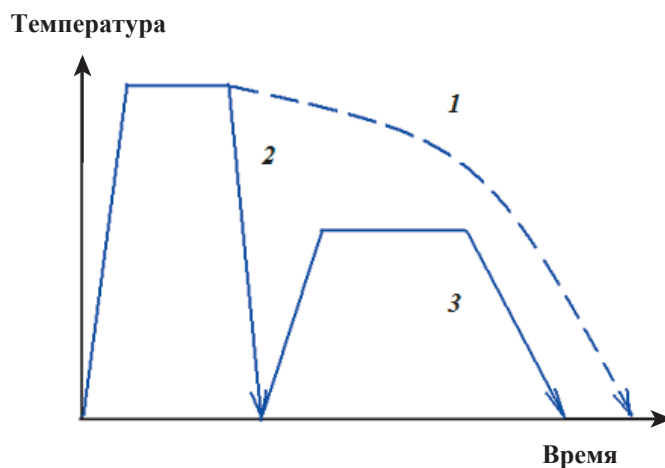


Рис. 3.2. Режимы термообработки:

1 — отжиг; 2 — закалка; 3 — отпуск (старение)

Отжиг. Предшествующая технологическая обработка может перевести металл в структурно-неравновесное состояние. Такое состояние металла наблюдается, например, после кристаллизации, в резуль-

тате сварки, проведения пластической деформации. Поэтому часто возникает необходимость, с одной стороны, в выполнении последующей обработки, которая позволяет устранить неблагоприятные последствия предыдущей технологической операции (снять внутренние напряжения, устранить наклеп, получить однородный химический состав фаз). С другой стороны, возможны ситуации, когда необходимо подготовить металлический материал к последующей технологической операции, скажем, обработке резанием, холодной пластической деформации, специальной термической обработке. Во всех этих случаях проводится термическая операция, называемая отжигом, которая переводит материал в равновесное состояние. Следовательно, *отжиг* — это такая термическая обработка, которая способствует получению структуры, близкой к равновесной. При этом принято различать две разновидности отжига — 1-го и 2-го рода. Отжиг 1-го рода обычно не связан с проведением фазовых превращений. И если они протекают, то не оказывают решающего влияния на формирование структуры (например, рекристаллизационный отжиг, отжиг для снятия напряжений, гомогенизационный отжиг). Напротив, отжиг 2-го рода обязательно основывается на использовании фазовых превращений — эвтектоидного распада, выделения и растворения избыточных фаз. Часто такой отжиг называют отжигом с фазовой перекристаллизацией.

Скорость охлаждения с температуры отжига обычно мала, для этого используется охлаждение с печью или же на воздухе.

Закалка. Возникают случаи, когда с помощью термической обработки намеренно стараются получить неравновесное состояние материала. Для этого проводится термическая обработка, называемая *закалкой*. При этом различают закалку без полиморфного превращения и закалку на мартенсит (закалку с полиморфным превращением). После такой обработки получается пересыщенный твердый раствор, фактический состав которого превышает равновесную концентрацию. Различие, однако, состоит в том, что в первом случае при комнатной температуре фиксируется то фазовое состояние сплава, которое ему было присуще при более высокой температуре. Во втором же случае главным является обязательное развитие мартенситного превращения, т. е. высокотемпературная фаза переходит в низкотемпературную.

Обычно закаленное состояние получается при резком охлаждении, позволяющем существенно подавить диффузию.

На рис. 3.3 приведено схематическое изображение участка диаграммы состояния двойной системы $A-B$, характеризующейся полиморфизмом компонента A . Как видно, α - и γ -фазы представляют собой граничные твердые растворы компонента B на базе соответствующих низко- и высокотемпературной модификаций компонента A . При этом γ -фаза при охлаждении испытывает эвтектоидное превращение (при температуре $t_{эв}$) с образованием смеси фаз $\alpha + \beta$.

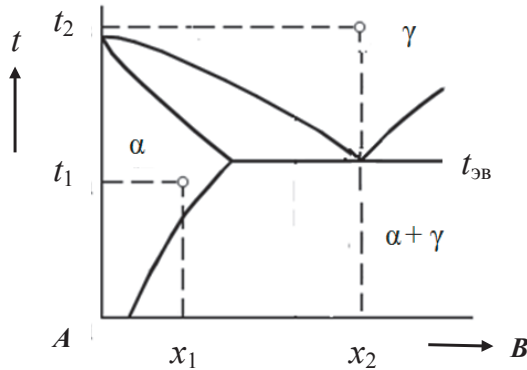


Рис. 3.3. Закалка сплавов на пересыщенный твердый раствор без полиморфного (x_1) и с полиморфным (x_2) превращением

На диаграмме показаны два сплава x_1 и x_2 . Химический состав первого сплава подобран так, что он оказывается склонным к старению благодаря возможности обработки на пересыщенный α -твердый раствор (из однофазной α -области, соответствующей температуре t_1). Вторым сплавом соответствует эвтектоидному составу. В случае его нагрева в области γ -фазы (температура t_2) и последующего ускоренного охлаждения (закалки) будет подавлен эвтектоидный распад, но окажется возможным протекание полиморфного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения, идущего по бездиффузионному (мартенситному) механизму. В результате этого произойдет (как и в первом случае) образование также пересыщенной α -фазы, но полученной из высокотемпературного γ -твердого раствора. Такая α -фаза и будет представлять собой мартенсит.

Старение (отпуск). Закаленный сплав находится в структурно-неустойчивом состоянии, поэтому он сохраняет потенциальную возможность испытывать самопроизвольно такие превращения, которые будут приближать его к равновесному положению. Наиболее заметно эти процессы стимулируются при нагреве благодаря усилению диффузии.

онной подвижности атомов. Такая термическая обработка, в результате которой в предварительно закаленном сплаве происходят фазовые превращения, приближающие его к равновесному состоянию, называется *старением* или *отпуском*. Следовательно, эти обработки являются вторичными операциями, всегда осуществляемыми после закалки.

С точки зрения терминологии:

- а) если осуществляется послезакалочный нагрев сплава, прошедшего предварительно закалку без полиморфного превращения, то эта термообработка называется старением (такое наблюдается в большинстве сплавов цветных металлов);
- б) если обработка проводится после закалки с полиморфным превращением, то такую операцию называют отпуском, т. е. для случая закалки на мартенсит (например, стали и чугуны).

Однако возможны и исключения из правила — например, известен класс так называемых мартенситно-стареющих сталей, название которых говорит о том, что распад мартенсита называется именно старением, а не отпуском.

3.2. Дисперсионное упрочнение

Сочетание закалки с последующим старением или отпуском позволяет получать существенно более высокий уровень свойств (в первую очередь прочностных), чем это достигается в результате отжига.

3.2.1. Механизм распада пересыщенного твердого раствора

Принято различать старение как физическое явление и как технологическую разновидность термической обработки.

Как технологический процесс старение предусматривает обязательную двойную процедуру: закалка и собственно старение.

Рассмотрим физическую природу этого процесса.

Наиболее часто распад при старении происходит по механизму образования и роста зародышей. Однако в некоторых сплавах наблюдается так называемый спинодальный распад пересыщенного твердого раствора. Рассмотрим основные черты обоих механизмов превращения.

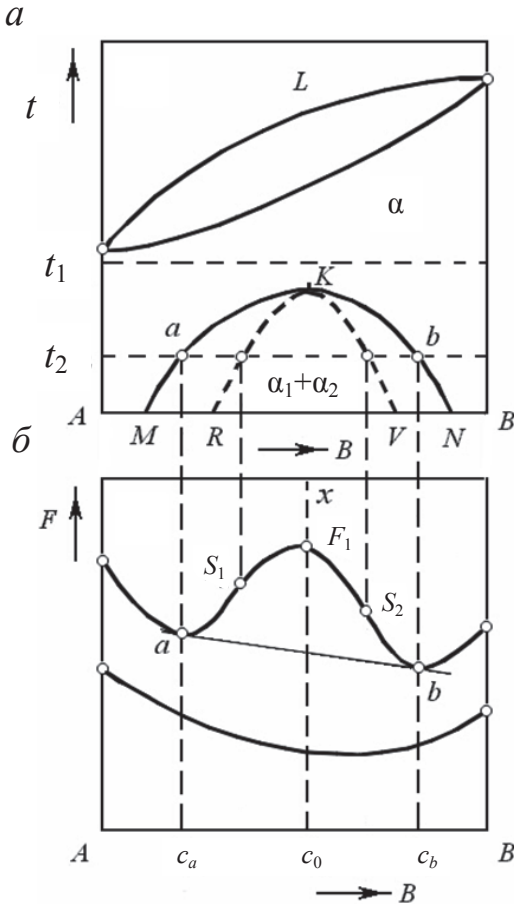


Рис. 3.4. Диаграмма состояния с кривой расслоения MKN и спинодалью RKV (а) и кривые зависимости свободной энергии от состава при температурах t_1 и t_2 (б)

При температуре t_1 кривая изменения свободной энергии от концентрации имеет обычный вид, характерный для фаз переменного химического состава, — в форме плавной кривой, обращенной выпуклостью вниз. С понижением температуры до t_2 кривая изменения свободной энергии в диапазоне между точками a и b обращена выпуклостью вверх, что связано с нестабильностью α -твердого раствора в данном интервале концентраций. Видно, что в области составов a — b термодинамическая стабильность системы обеспечивается в том случае, когда она находится не в однофазном α -состоянии, а представляет собой смесь

Спинодальный распад. Такой распад обычно наблюдается в системах, в которых возможно расслоение твердого раствора. Пример подобной диаграммы приведен на рис. 3.4. Ниже линии солидуса в равновесии находится один непрерывный α -твердый раствор. Однако при дальнейшем понижении температуры в сплавах, находящихся по составу между точками M и N диаграммы, происходит расслоение α -твердого раствора на два раствора α_1 и α_2 , составы которых расположены соответственно на правой и левой ветвях общей кривой расслоения MKN (рис. 3.4, а). Особенно-стью твердых растворов α_1 и α_2 является то, что они, а также исходный твердый раствор α имеют одну и ту же кристаллическую решетку, но отличаются друг от друга составом.

Изменение свободной энергии F для α -фазы в зависимости от состава и выбранных температур показано на рис. 3.4, б.

двух твердых растворов, составы которых определяются путем проведения общей касательной к кривой свободной энергии.

Например, для выбранного сплава x при температуре t_2 свободная энергия α -твердого раствора, имеющего состав c_0 , равна F_1 , а свободная энергия смеси двух твердых растворов состава c_a и c_b соответствует F_2 , причем $F_2 < F_1$. Следовательно, во всем интервале концентраций между точками a и b свободная энергия матричного α -твердого раствора состава c_0 оказывается большей, чем свободная энергия смеси фаз составов c_a и c_b .

Если рассматривать изотермический распад пересыщенного твердого раствора α составом c_0 , имеющим свободную энергию F_1 , то следует отметить, что достижение сразу равновесной концентрации со свободной энергией F_2 маловероятно, так как для этого требуется образование флуктуаций, по химическому составу (c_a и c_b) значительно отличающихся от исходной концентрации c_0 . Более предпочтительным оказывается образование концентрационных флуктуаций, близких к исходному составу, например c_p и c_q (рис. 3.5). При этом свободная энергия системы уменьшается, хотя и не до равновесного значения, так как $F_3 > F_2$. Таким образом, особенностью спинодального распада является то, что любое сколь угодно малое расслоение твердого раствора по составу будет приводить к уменьшению уровня свободной энергии, т. е. для такого распада не требуется образования зародышей критического размера.

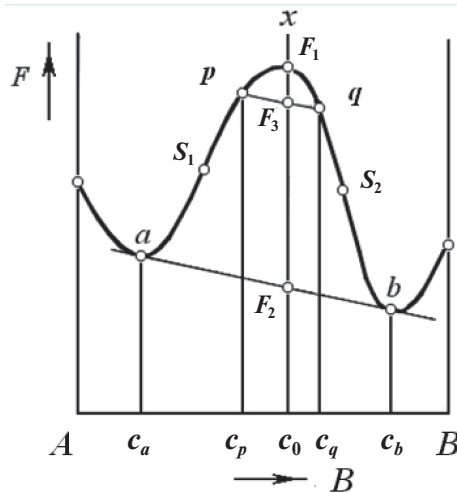


Рис. 3.5. Схема спинодального распада в системе с непрерывным рядом твердых растворов

С развитием спинодального распада происходит усиление концентрационного расслоения с общим понижением свободной энергии системы до тех пор, пока не будут достигнуты равновесные концентрации c_a и c_b , соответствующие минимальному для данной температуры уровню свободной энергии F_2 .

Спинодальный распад может идти только в тех сплавах, составы которых находятся в области кривой свободной энергии, обращенной выпуклостью вверх, т. е. там, где $d^2F/(dc^2) < 0$. Точки изменения кривизны кривой свободной энергии обозначены как S_1 и S_2 (см. рис. 3.5). В этих точках $d^2F/(dc^2) = 0$, и их называют спинодальными точками. Совокупность спинодальных точек на диаграмме состояния представлена кривой RKV , называемой спинодалью. Следовательно, спинодальный распад возможен только в твердых растворах, составы которых лежат между точками R и V (см. рис. 3.4, б).

Распад по механизму образования и роста зародышей. Такой механизм распада наиболее часто происходит в стареющих металлических сплавах. Он возможен и в сплавах с расслоением в твердой фазе, если их составы находятся между кривой расслоения и спинодалью. Однако преимущественным образом подобный распад протекает в сплавах, в которых выделяющаяся фаза имеет не только другой состав, но и иную кристаллическую решетку. При распаде необходимо образование зародышей. При этом размер зародышей критического размера будет тем меньше, чем больше пересыщение твердого раствора (рис. 3.6). Так, при одном и том же составе c_0 сплава x размер критического зародыша возрастает с повышением температуры старения, так как при этом уменьшается степень пересыщения.

Схема изменения свободной энергии при выделении избыточной β -фазы из α -твердого раствора представлена на рис. 3.7. Рассмотрим сплав x составом c_0 . При образовании концентрационных флуктуаций, близких к c_0 , например c_d и c_f , свободная энергия такой смеси будет выше, чем свободная энергия исходного раствора c_0 ($F_3 > F_1$). Только при образовании новой β -фазы, значительно отличающейся по составу от исходного твердого раствора, свободная энергия смеси фаз понижается ($F_2 < F_1$). И этому состоянию будет отвечать присутствие двух равновесных фаз a и b , имеющих составы c_a и c_b .

Основные стадии распада. Распад пересыщенного твердого раствора обычно является многостадийным процессом и состоит из ряда последовательно протекающих этапов:

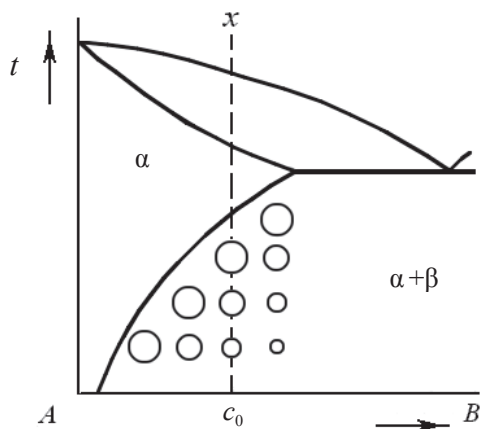


Рис. 3.6. Размер критического зародыша при различной пересыщенности твердого раствора (схема)

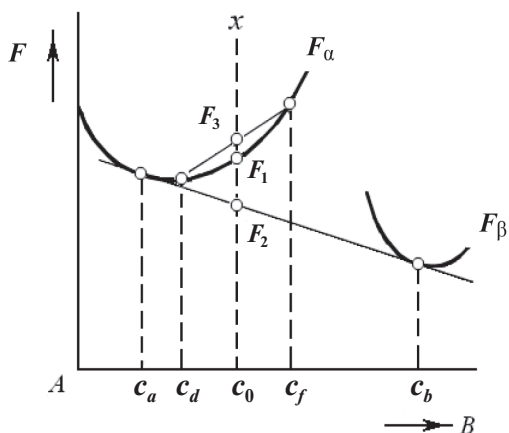


Рис. 3.7. Схема выделения β -фазы из α -раствора по механизму зарождения и роста

1. Начальная стадия представляет собой так называемое *зонное старение*. Оно состоит в том, что ранее относительно гомогенный (однородный по составу) исходный твердый раствор (рис. 3.8, а) испытывает концентрационное расслоение с образованием участков, имеющих повышенное содержание растворенного компонента (рис. 3.8, б). Эти участки называются *кластерами*, или *зонами Гинье-Престона* (зоны ГП). Они сохраняют такую же кристаллическую решетку, что и матричная фаза, однако отличаются химическим составом. Формирование зон ГП может вызывать искажение кристаллической решетки вследствие различия в атомных размерах растворителя и растворенного компонента. Тем самым зоны рассматриваются как искаженные участки матричного раствора, обогащенные растворенным элементом. Они не содержат четких границ раздела. Форма образующихся зон определяется величиной возникающих упругих напряжений. При незначительном различии в атомных размерах компонентов они имеют тенденцию принимать сферическую форму, при большом — форму дисков, пластин.

Важной особенностью образования зон является чрезвычайно высокая скорость их появления (даже при низких температурах), хотя и происходит это диффузионным путем. Расчеты указывают на аномально высокий коэффициент диффузии, причиной чего является избыточная концентрация вакансий, полученных при закалке на пе-

пересыщенный твердый раствор. Закалочные вакансии резко ускоряют диффузию атомов в твердых растворах замещения, являющихся основой большинства стареющих сплавов.

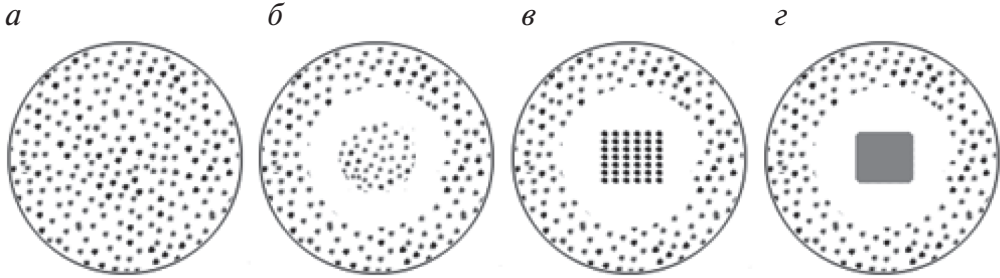


Рис. 3.8. Схема распада пересыщенного раствора при старении:

а — исходное состояние; *б* — расслоение с образованием зон;
в — образование метастабильной фазы; *г* — образование стабильной фазы

2. Последующая стадия распада называется *фазовым старением*. Особенность этого этапа состоит в выделении частиц метастабильных (промежуточных) и стабильных фаз, что связано с возникновением межфазовой поверхности раздела. При этом процессу формирования стабильной фазы, как правило, предшествует образование промежуточных фаз с более благоприятными размерным и структурным факторами по сравнению с исходной и стабильной фазами. Так, например, если согласно диаграмме состояния при данной температуре из α -твердого раствора должна выделяться β -фаза, то в действительности этот процесс может носить ступенчатый характер — образуются одна или две промежуточные фазы, выделение которых предшествует появлению конечной (стабильной) фазы, т. е. реализуется схема превращения типа $\alpha \rightarrow \beta' \rightarrow \beta'' \rightarrow \beta$. При этом необходимо, чтобы в процессе последовательного образования метастабильных фаз свободная энергия системы каждый раз понижалась.

Промежуточная фаза (или фазы) имеет строение, близкое к матричному раствору, и поэтому работа ее образования меньше. Согласно правилу ступеней, превращение всегда идет по пути, обеспечивающему наибольшую скорость реакции, лишь бы при этом происходило уменьшение (необязательно максимальное) свободной энергии системы.

Схематическое изображение формирования метастабильной фазы показано на рис. 3.8, *в*.

Местами предпочтительного зарождения промежуточных фаз могут быть дислокации, дефекты упаковок, границы зерен и субзерен. Естественными центрами образования частиц выделений являются также сами зоны ГП. Обычно между кристаллическими решетками промежуточной фазы и исходного твердого раствора существует когерентность. При когерентном росте частицы метастабильной фазы происходит нарастание упругой энергии вследствие неполной идентичности решеток матричного раствора и выделившейся фазы.

При напряжениях, превышающих предел упругости исходной фазы, происходит локальная пластическая деформация, приводящая к нарушению когерентности решеток. Дальнейший рост избыточной фазы будет протекать некогерентным путем. Как правило, отсутствие когерентности способствует формированию выделений стабильной фазы (рис. 3.8, з).

3. Последней стадией процесса распада является *коагуляция*. При достижении матричным раствором состава, близкого к равновесному, суммарный объем выделившейся фазы практически перестает увеличиваться. Однако структурные изменения, происходящие при распаде, на этом не заканчиваются.

После завершения процесса выделения в сплаве присутствуют частицы избыточной фазы, имеющие в общем случае неодинаковые размеры. Частицы разной величины имеют различную растворимость, т. е. неодинаковые условия равновесия с окружающим их матричным раствором. Это обусловлено тем, что величина межфазовой поверхностной энергии, относящаяся к единице объема, у частиц меньшего размера выше по сравнению с крупными частицами. В результате большей растворимостью обладают более мелкие частицы, а крупные отличаются лучшей устойчивостью. Поэтому термодинамически выгодным оказывается процесс укрупнения частиц, поскольку в таком случае суммарная протяженность межфазовой поверхности раздела и связанная с этим величина поверхностной энергии будут уменьшаться. Это приведет к растворению мелких частиц и за их счет росту более крупных.

Сопутствующим процессом на заключительной стадии старения может быть не только изменение размера выделившихся частиц, но и изменение их формы. Это явление связано с переходом пластинчатых выделений в округлые (сферические). Поэтому такой процесс получил название *сфероидизация*. Причиной подобного видоизменения ча-

стиц также является действие термодинамического фактора — замена пластинчатых выделений на сферические сопровождается уменьшением величины поверхностной энергии.

Собственно распад пересыщенного твердого раствора кинетически может происходить различным способом — путем *прерывистого* и *непрерывного* превращений. В обоих случаях исходное и конечное положения сплава оказываются сходными — из неравновесного однофазного состояния (в виде пересыщенного α -раствора) сплав переходит в устойчивое двухфазное (состоящее из равновесных по составу матричной α -фазы и избыточной β -фазы):



Однако переход к такому положению в процессе прерывистого и непрерывного распадов происходит по-разному.

В течение прерывистого распада (его также иногда называют гетерогенным, ячеистым или двухфазным) матричная α -фаза находится в двух состояниях — пересыщенном, т. е. исходном ($\alpha_{\text{пер}}$), и практически равновесном ($\alpha_{\text{равн}}$); между ними существует резкий концентрационный скачок (рис. 3.9, *а*). Поэтому сплав в ходе самой реакции фактически содержит три фазы: две разновидности матричного α -твердого раствора и выделившуюся избыточную β -фазу. Такой распад обычно начинается у границ зерен, распространяясь постепенно вглубь. Продукты реакции имеют специфический вид — они образуют перлитоподобные пластинчатые колонии из смеси кристаллов $\alpha_{\text{равн}}$ и β -фаз, растущие от границы внутрь объема зерна, в котором матричный раствор сохраняет исходное пересыщение $\alpha_{\text{пер}}$ (рис. 3.9, *б* и 3.10).

Особенность же непрерывного (другое название — гомогенный или однофазный) распада состоит в том, что в процессе самого превращения исходная α -фаза постепенно и непрерывно меняет химический состав по направлению к равновесному. При этом в любой момент времени в сплаве содержатся две фазы — матричная α , по мере развития реакции плавно меняющая свой состав, и вновь образовавшаяся β с практически равновесной концентрацией.

Указанные механизмы распада отражаются и на изменении периода решетки твердого раствора (рис. 3.11). В случае непрерывной реакции период решетки матричной фазы постепенно меняется, приближаясь к конечному состоянию (рис. 3.11, *а*). В то же время при реализации прерывистого распада в какой-то момент фиксируются периоды ре-

шеток двух растворов — с одной стороны, еще исходного и, с другой — уже конечного (рис. 3.11, б).

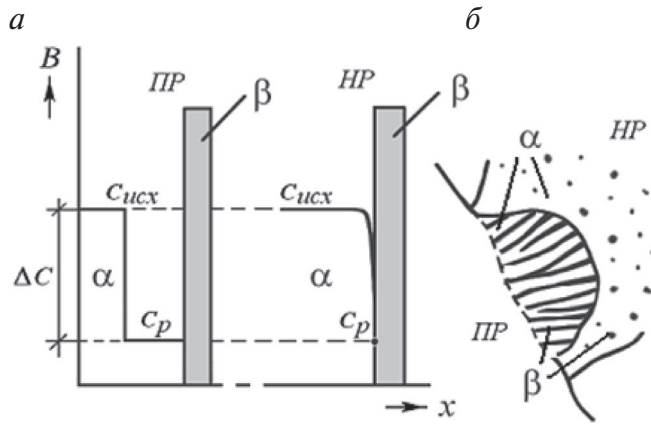


Рис. 3.9. Схематическое изображение концентрационного (а) и структурного (б) описания прерывистого (ПР) и непрерывного (НР) распада пересыщенного твердого раствора

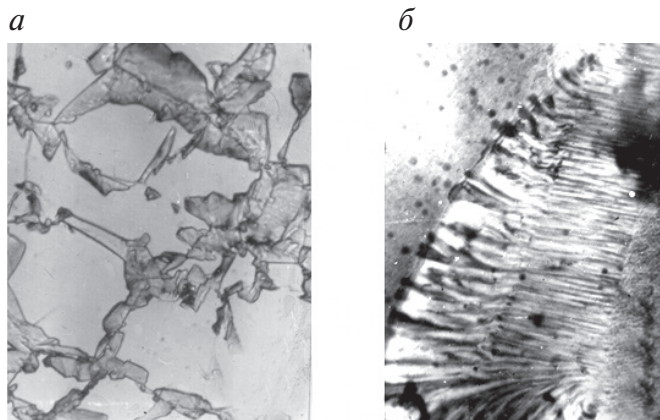


Рис. 3.10. Микроструктура сплава, испытывавшего прерывистый распад:
а — $\times 400$; б — $\times 40000$

Таким образом, конечным результатом протекания прерывистой и непрерывной реакций является одно и то же фазовое состояние — из исходного пересыщенного α -твердого раствора получается гетерофазная смесь, включающая вновь образовавшуюся β -фазу и матричную α -фазу, имеющие равновесные концентрации (как это и должно быть согласно диаграмме состояния). Однако принципиальное различие состоит в том, каким образом достигается такое равновесное

положение. Оно может реализоваться по-разному: либо путем постепенного приближения состава матричного раствора к равновесной концентрации (механизм непрерывного распада), либо в результате формирования сразу определенных участков матричной фазы конечного состава при сохранении некоторых объемов (постепенно исчезающих) этой же фазы с исходной неравновесной концентрацией (схема прерывистого распада).

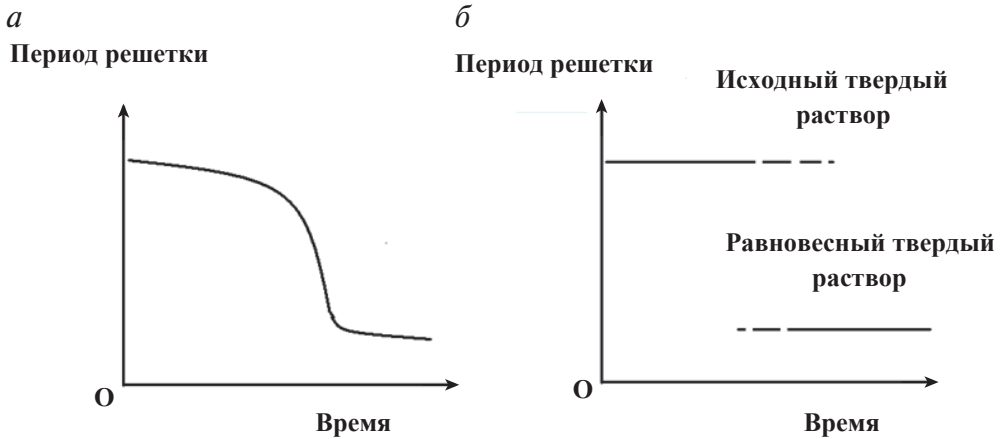


Рис. 3.11. Изменение периода решетки матричного раствора при однофазном (а) и двухфазном распаде (б)

Прерывистая реакция инициируется преимущественно процессами, идущими на границах зерен, непрерывный распад обычно идет в объеме зерен. Поэтому для старения по непрерывному механизму требуется более глубокое концентрационное пересыщение. Кроме того, для его стимулирования необходимы повышенные температуры. С другой стороны, прерывистый распад может развиваться при более слабом пересыщении закаленного твердого раствора, а также при пониженных температурах старения, поскольку в этом случае ведущую роль играет граничная диффузия.

В реальных стареющих сплавах могут встречаться оба механизма распада. При этом вероятным является их одновременное прохождение или же в определенной последовательности. Например, часто прерывистому превращению предшествует непрерывный распад в объеме зерна. Возможна и иная последовательность. Во всех этих случаях принято говорить о смешанном механизме превращения.

3.2.2. Дисперсионное упрочнение при старении

Основной практический эффект процесса старения — это повышение прочности и твердости. Такое изменение прочностных свойств принято называть *дисперсионным упрочнением (твердением)*. В качестве технологической разновидности термической обработки старение принято подразделять на *естественное* и *искусственное*. Если распад пересыщенного раствора осуществляется при комнатной температуре, то такое старение считается естественным. Вследствие ограниченной диффузионной подвижности атомов при естественном старении распад может происходить крайне медленно. Если же закаленный сплав подвергнуть затем нагреву, то диффузия ускорится и распад будет происходить быстрее и полнее. В этом случае старение является искусственным.

В общем случае с увеличением температуры старения прочность сначала возрастает, а затем снижается (рис. 3.12, а). Схожая зависимость наблюдается и при изменении длительности выдержки, если старение проводится при достаточно высокой температуре. Когда же она невелика и, следовательно, диффузионные процессы распада идут относительно вяло, тогда старение может сопровождаться только развитием упрочняющих эффектов (рис. 3.12, б).

Упрочнение возникает на стадиях образования зон ГП и выделения метастабильной фазы. Поскольку атомные размеры растворенного компонента и металла-основы обычно различаются, то образование зон, вызывающих искажение решетки матричной фазы, способствует эффективному торможению скользящих дислока-

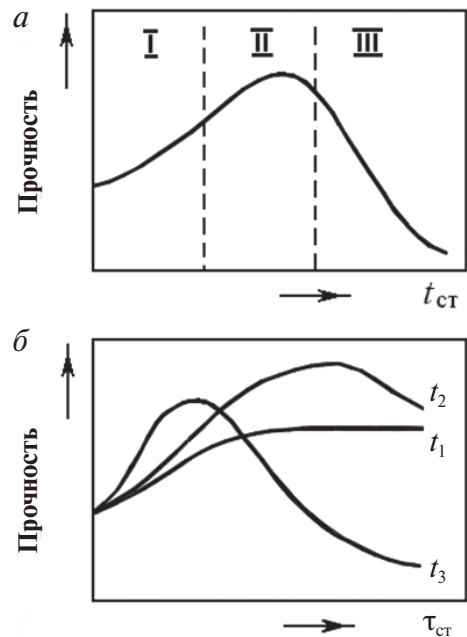


Рис. 3.12 Влияние температуры (а) и длительности (б) старения на изменение прочности:

I, II, III — стадии старения (соответственно зонного; фазового; сфероидизации и коагуляции); t_1 , t_2 , t_3 — температура старения ($t_1 < t_2 < t_3$)

ций. Под действием достаточно больших напряжений дислокации могут преодолевать зоны путем их перерезания. Прочные частицы метастабильной фазы дислокации также способны либо проходить перерезанием (в случае малого расстояния между ними и при сохранении когерентности решеток), либо проталкиваться между ними (если частицы заметно отстоят друг от друга и отсутствует когерентность). В общем случае чем больше зон ГП и дисперсных частиц избыточной фазы, тем сильнее торможение движущихся дислокаций и выше эффект упрочнения при старении.

Разупрочнение (или перестаривание сплава) при последующем повышении температуры или увеличении длительности старения обусловлено рядом причин. Во-первых, замена выделений метастабильной фазы частицами стабильной фазы сопровождается срывом когерентности и уменьшением или полным исчезновением поля упругих напряжений в матрице. Во-вторых, протекающая коагуляция ведет к резкому уменьшению числа частиц и увеличению расстояния между ними.

Стабильная фаза обычно выделяется на стадии перестаривания. Если сплав должен эксплуатироваться в максимально упрочненном состоянии, то появление стабильной фазы, как правило, нежелательно. Упрочнение при старении сопровождается понижением пластичности, а также ослаблением коррозионной стойкости. В результате же перестаривания снижение прочностных свойств дополняется возрастанием пластичности, сопротивления коррозии.

Характер изменения прочностных свойств стареющего сплава определяется температурно-временными параметрами обработки (см. рис. 3.12). Чем ниже температура старения, тем медленнее происходят структурные изменения и в меньшей степени это способно отражаться на показателях прочности. Так, естественное старение обычно ограничивается развитием стадии формирования зон. В случае старения в условиях подогрева структурные изменения могут пройти столь глубоко, что вызовут прохождение последующих стадий формирования частиц и их коагуляции. Соответственно это может сопровождаться не только упрочнением с достижением максимума прочности, но и развитием процесса перестаривания.

Отметим, что на процесс старения и уровень получаемых свойств заметное влияние оказывает пластическая деформация. Предварительная деформация закаленного сплава приводит к увеличению плотно-

сти дислокаций и других дефектов, а также возрастанию запасенной внутренней энергии. В результате при последующем старении увеличивается скорость образования и роста упрочняющей фазы. Это связано с тем, что дислокации, размноженные в ходе деформации, являются активными центрами формирования выделений. Поэтому пластическая деформация заметно влияет на кинетику процесса старения и изменение механических свойств. Это обстоятельство позволило создать промышленные технологии термомеханического упрочнения ряда стареющих сплавов, сочетающих пластическое деформирование и термическую обработку (старение).

Старение — основной способ упрочняющей термической обработки большинства цветных сплавов (медных, алюминиевых, никелевых), а также сплавов на основе железа (аустенитных и мартенситно-стареющих).

3.2.3. Морфология частиц выделения

Форма возникающих частиц новой фазы определяется влиянием двух конкурирующих факторов — поверхностной (межфазовой) энергии $F_{\text{пов}}$ и энергии упругой деформации $F_{\text{упр}}$. При этом необходимость в энергетической выгоде фазового превращения требует того, чтобы обе компоненты ($F_{\text{пов}}$ и $F_{\text{упр}}$) были минимальными по величине. Соблюдение условия минимума поверхностной энергии стимулирует образование равноосной (сферической) формы выделений (рис. 3.13, а), поскольку шаровая форма при заданном объеме имеет наименьшую поверхность. С другой стороны, необходимость свести к минимуму величину внутренних напряжений диктует появление частиц в виде тонких пластин (рис. 3.13, б).

В зависимости от того, какой фактор из перечисленных преобладает, форма частиц будет ближе к сферической или тонкопластинчатой. В случае образования когерентных частиц упругая деформация от границы раздела фаз распространяется вглубь матрицы и выделения. Энергия упругой деформации тем больше, чем заметнее структурное несоответствие решеток матрицы и выделения. Для компенсации возникающей упругой деформации образующаяся частица стремится принять тонкопластинчатую форму. В случае близости решеток или при отсутствии их когерентности влияние фактора упругой деформации

ции становится незначительным, и тогда ведущую роль приобретает необходимость минимизации энергии межфазовой поверхности раздела. Выполнение этого условия потребует образования равноосных частиц.

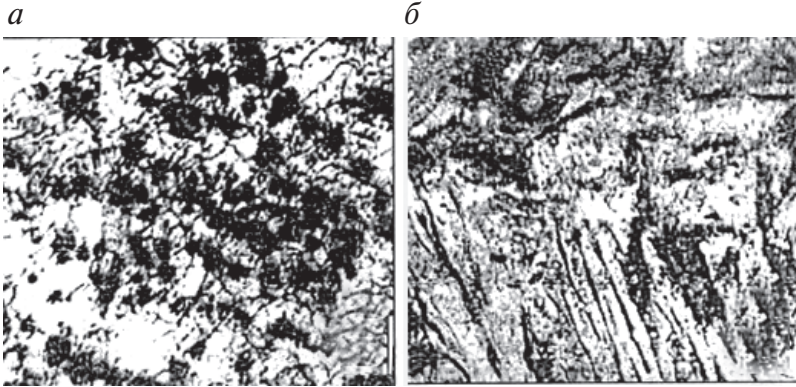


Рис. 3.13. Сферическая (а) и пластинчатая (б) формы выделений

В процессе превращения возможен последовательный переход частиц от одной формы к другой. Так, на начальном этапе может происходить образование тонкопластинчатых частиц (наличие когерентности, заметное несоответствие решеток и, как результат, преобладание фактора $F_{упр}$), затем разрыв когерентности, релаксация напряжений на границе раздела фаз, а в дальнейшем переход к сферической форме (из-за стремления к минимуму $F_{пов}$). Похожая картина наблюдается, например, при нагреве закаленной стали — из мартенситной фазы (пересыщенного твердого раствора) выделение карбидных частиц происходит вначале в пластинчатой форме, а затем они трансформируются в зернистые выделения.

Вероятны, наконец, случаи, когда при сохранении когерентности решеток матрицы и частицы образование последней идет сразу в сферической форме. Такое наблюдается, если решетки обеих фаз оказываются максимально подобными и величина упругой энергии очень мала, тогда решающее значение приобретает фактор минимума $F_{пов}$.

3.3. Упрочнение в результате мартенситного превращения

Закалка на мартенсит (закалка с полиморфным превращением) — это термическая обработка, главным содержанием которой является мартенситное превращение высокотемпературной фазы. Такой технологической операцией подвергаются сплавы на различной основе, например титановые. Однако наиболее широко ее применяют для сплавов на основе железа — сталей (в особенности) и чугунов. Соответственно закалка стали и чугуна — это операция термической обработки, состоящая в нагреве выше критических точек и охлаждении со скоростью больше критической в целях достижения максимальной твердости и прочности посредством образования структуры мартенсита.

3.3.1. Особенности мартенситного превращения

Отметим наиболее характерные особенности мартенситного превращения:

1. Мартенситное превращение — бездиффузионный процесс. Это обусловлено тем, что обе фазы (старая и новая) имеют одинаковый состав, поскольку из-за отсутствия диффузии не происходит перераспределения компонентов между фазами. Следовательно, *мартенсит в стали* — это *пересыщенный твердый раствор углерода в α -железе*. Если в равновесном состоянии растворимость углерода в α -железе при 20 °С не превышает 0,01 %, то его содержание в мартенсите может быть таким же, как в исходном аустените, т. е. может достигнуть 2,14 %.

2. Тип механизма фазового перехода диктует особенности строения возникающих границ раздела фаз. Для бездиффузионного превращения необходимо наличие когерентности, т. е. плавного сопряжения решеток обеих кристаллических фаз, когда атомные плоскости одной решетки постепенно и непрерывно переходят в плоскости другой. В таком случае становится принципиально возможным кооперативное смещение группировок атомов.

3. Образование новой фазы обычно идет с изменением объема, что в случае сохранения когерентности решеток сопрягающихся фаз вызывает появление энергии упругой деформации $\Delta F_{\text{упр}}$. По мере роста

зародыша новой фазы возрастают внутренние напряжения на межфазовой границе раздела. Когда их величина превысит предел упругости среды, то на границе произойдет локальный пластический сдвиг, который вызовет нарушение когерентности. В результате граница из когерентной трансформируется в некогерентную и дальнейшее продолжение фазового перехода будет сопровождаться сменой механизма превращения — прекращается бездиффузионный (мартенситный) и становится возможным диффузионный рост (если, однако, этому благоприятствуют температурные условия).

4. Роль углерода в повышении прочности мартенсита не сводится только к упрочнению твердого раствора. Изменение содержания углерода в стали приводит к изменению типа и морфологии мартенсита, что может значительно изменить размер кристаллов мартенсита и их субструктуру. Другим механизмом упрочняющего влияния углерода является образование атмосфер Коттрелла на дислокациях и, следовательно, закрепление дислокационной структуры.

5. Мартенситные кристаллы имеют форму пластин, обеспечивающую минимизацию упругих напряжений, играющих важную роль при мартенситном превращении, причем скорость роста зародыша мартенсита в упругой среде аустенита идет со скоростью взрывных реакций и близка к скорости распространения звука в металле (1–5 км/с). При нарушении когерентности прекращается рост кристалла мартенсита, имеющего пластинчатую форму.

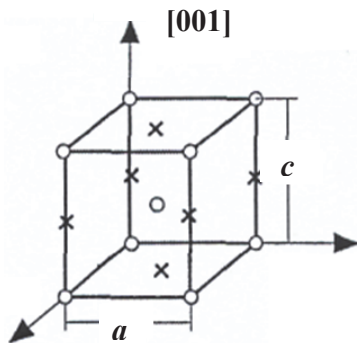


Рис. 3.14. Расположение атомов углерода в решетке мартенсита (× — возможные положения атомов углерода)

5. Мартенсит в стали имеет тетрагональную кристаллическую решетку со степенью тетрагональности $c/a = 1 + 0,046 \cdot (\text{мас. \% C})$. Появление тетрагональности объясняется упорядоченным расположением атомов углерода по междоузлиям кристаллической решетки мартенсита, а именно они занимают октаэдрические поры в ОЦТ-решетке (центры граней и середины ребер элементарных ячеек). Энергетически выгодно расположение атомов углерода вдоль одного из направлений типа $\langle 001 \rangle$, которое становится осью c (на рис. 3.14 — это направление $[001]$).

Твердость мартенсита пропорциональна тетрагональности мартенсита. Посколь-

ку содержание углерода служит основным средством, определяющим структуру, твердость и прочность мартенсита углеродистых сталей, то в закаленном состоянии твердость имеет сильно выраженную зависимость от концентрации углерода в стали.

Большой вклад в прочность мартенсита вносит и внутренняя субструктура мартенситных кристаллов. Мартенсит характеризуется повышенной плотностью дислокаций и двойниковых прослоек. Плотность дислокаций в мартенсите обычно того же порядка, что и в холоднодеформированном металле, и составляет $10^{10} - 10^{12} \text{ см}^{-2}$. Наличие большого количества барьеров для движения дислокаций в виде границ кристаллов, двойников и дислокационных сплетений является важнейшей причиной высокой прочности мартенсита.

6. Мартенситное превращение не имеет инкубационного периода, начинается при температуре M_n , которая не зависит от скорости охлаждения и, как правило, протекает при непрерывном охлаждении в определенном интервале ($M_n - M_k$), который зависит от химического состава аустенита. Этот интервал для углеродистых сталей показан на рис. 3.15. Для обеспечения полного по объему превращения необходимо прохождение всего мартенситного интервала. Термическая остановка внутри этого интервала приводит к стабилизации переохлажденного аустенита и торможению дальнейшей реакции.

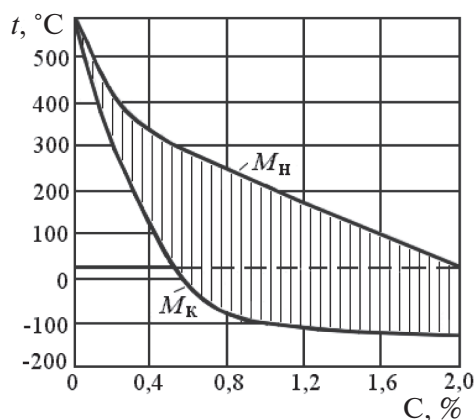


Рис. 3.15. Влияние углерода на положение мартенситных точек M_n и M_k

7. Мартенситное превращение протекает по сдвиговому механизму, и характерным его проявлением является образование специфического макрорельефа на плоской полированной поверхности (впади-

ны и выступы игольчатой формы), свидетельствующего о сдвиговом кооперативном механизме превращения (рис. 3.16).

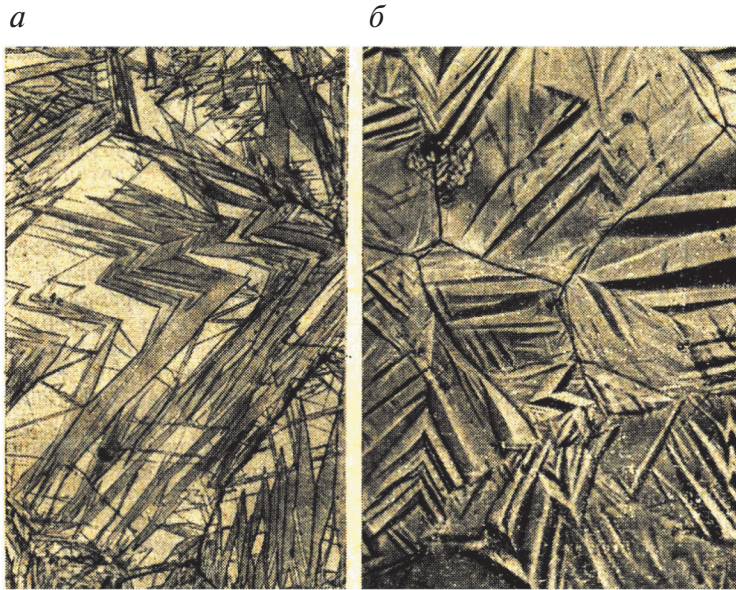


Рис. 3. 16. Структура мартенсита (а) и микрорельеф на поверхности полированного шлифа той же стали (б), возникающий в результате образования мартенсита: $\times 500$

Кристаллы мартенсита в зависимости от химического состава аустенита, а следовательно, и от температуры его образования могут иметь различные морфологию и субструктуру. Различают два основных морфологических типа мартенсита — пластинчатый и пакетный (рис. 3.17). Пластинчатый (игольчатый или двойникованный) тип ярко выражен в закаленных высокоуглеродистых сталях и безуглеродистых железных сплавах с высокой концентрацией второго компонента (например, никеля 28–30 %). Кристаллы мартенсита имеют форму тонких линзообразных пластин, образующих фермоподобные конструкции (рис. 3.17, а).

Пакетный (реечный) тип встречается в закаленных низко- и среднеуглеродистых сталях, большинстве конструкционных легированных сталях, низколегированных безуглеродистых железных сплавах (например, в сплавах Fe-Ni при концентрации Ni менее 28 %). Кристаллы мартенсита имеют форму примерно одинаково ориентированных комбинаций тонких пластин, образующих относительно равноосный пакет (рис. 3.17, б).

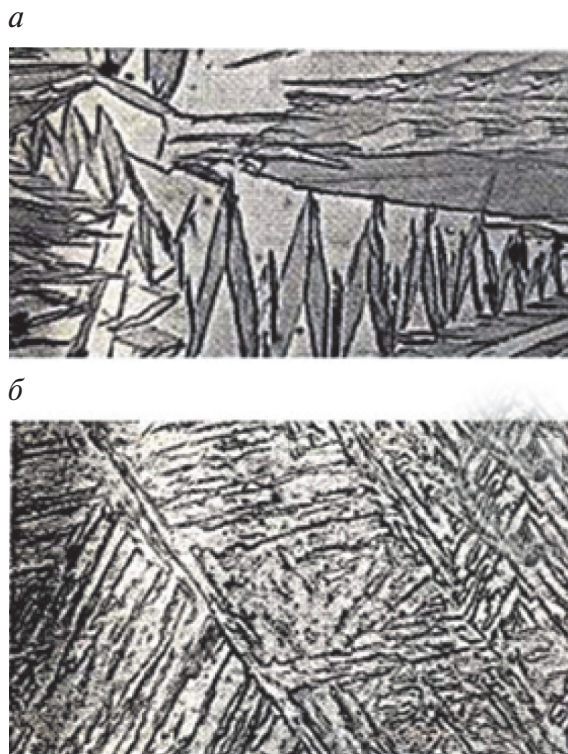


Рис. 3.17. Морфологические типы мартенсита — пластинчатый (а) и пакетный (б): $\times 500$

8. Кинетика мартенситного превращения в сталях и сплавах железа может быть *атермической* и *изотермической*. При атермической кинетике мартенсит образуется в условиях обязательного понижения температуры, но при изотермической выдержке превращение практически не продолжается. Атермическое превращение может носить «взрывной» характер, при котором практически мгновенно образуется до 50 % мартенсита. Он формируется не в виде отдельных кристаллов, а группами, в которых рост одного кристалла инициирует возникновение соседнего. В этом состоит автокаталитичность превращения. Оно обычно происходит при отрицательных температурах и сопровождается звуковым эффектом. При изотермической кинетике количество мартенсита увеличивается при изотермической выдержке.

Отметим основные структурные причины сильного упрочнения углеродистых сталей при закалке на мартенсит: а) образование пересыщенного углеродом α -раствора; б) наличие большого числа раз-

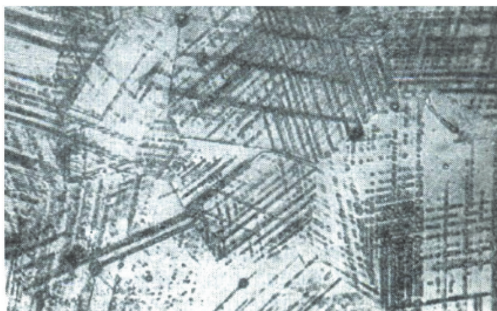
личного рода границ и субграниц; в) высокая плотность дислокаций и двойниковых прослоек; г) образование на дислокациях атмосфер из атомов углерода.

3.3.2. Деформационные мартенситные превращения

Аустенит может превращаться в мартенсит не только в процессе охлаждения, но и при нагружении, что, как правило, сопровождается существенным упрочнением сталей и сплавов. Этот эффект используется как для повышения прочностных свойств сталей путем предварительной деформации, так и для упрочнения их в процессе эксплуатации (так называемые метастабильные аустенитные стали).

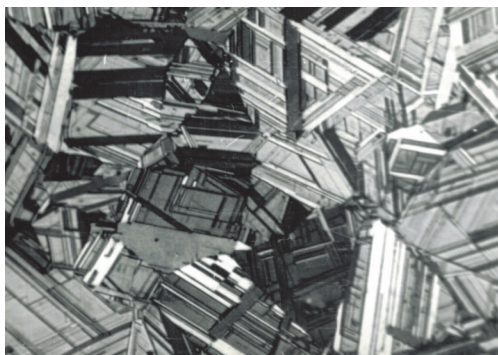
Одно из перспективных направлений современного металловедения состоит в использовании эффектов, сопровождающих превращение метастабильного аустенита в мартенсит при внешнем нагружении, в частности для повышения объемной или поверхностной прочности при механических видах изнашивания (например, кавитационной эрозии или абразивном изнашивании), для повышения эксплуатационной стойкости сталей. Присутствие метастабильного аустенита в структуре сталей и обусловленные этим возможности изменения их служебных свойств во многих случаях желательны и давно используются, например, для получения высокой прочности при холодном наклепе нержавеющей сталей типа 10X18H10.

Мартенситное превращение может начаться и при температуре, превышающей мартенситную точку M_n , если внешняя нагрузка облегчает образование критического зародыша. Температуру, при которой деформация вызывает полиморфное $\gamma \rightarrow \alpha$, принято обозначать M_d . Само превращение может вызываться и упругой, и пластической деформацией, следовательно, различают мартенсит напряжений и мартенсит деформации. Первый образуется под действием напряжений ниже предела текучести путем такого же процесса зарождения и роста, что и при возникновении обычного мартенсита охлаждения; второй является результатом перестройки решетки аустенита в ходе пластического деформирования. Морфологический вид мартенсита напряжений такой же, как у мартенсита охлаждения. В то же время для мартенсита деформации характерно наличие дисперсных кристаллов, имеющих обычно вид длинных стержней или пластин (рис. 3.18).

Рис. 3.18. Структура мартенсита деформации: $\times 500$

Помимо реакции $\gamma \rightarrow \alpha$, в ряде сплавов железа (преимущественно с марганцем) возможно протекание при охлаждении или деформации превращения $\gamma \rightarrow \epsilon$, в котором образующийся ϵ -мартенсит имеет гексагональную плотноупакованную решетку. Эта фаза зарождается по плоскостям $\{111\}$ аустенита, параллельно которым ориентирована плоскость $\{0001\}_{\epsilon}$. Показано, что к образованию гексагональной структуры ϵ -мартенсита приводит увеличение плотности упорядоченно расположенных дефектов упаковки в аустените. В отличие от α -мартенсита, имеющего большую плотность дислокаций, мартенсит с гексагональной решеткой имеет высокую плотность дефектов упаковки.

Микроструктура ϵ -мартенсита и его влияние на механические свойства материала достаточно хорошо изучены на железомарганцевых сплавах, в структуре которых после закалки может присутствовать до 80 % мартенсита, а после деформации — до 100 %. Кристаллы ϵ -мартенсита имеют форму пластин, толщина которых обычно не превышает нескольких сотен нанометров (рис. 3.19).

Рис. 3.19. Структура стали типа Г20: $\times 9000$

Микротвердость кристаллов ε -мартенсита выше, чем остаточного аустенита. Присутствие ε -мартенсита в структуре стали повышает его прочностные и снижает пластические свойства.

3.3.3. Термическое упрочнение сталей

Как правило, закалка стали на мартенсит не является заключительной операцией термообработки, так как непосредственно после закалки стали не используются из-за их очень низкого сопротивления хрупкому разрушению. Особенно это касается сталей с пластинчатым мартенситом, имеющим повышенную склонность к образованию микротрещин уже при закалке, что непосредственно связано с повышенным содержанием углерода, а следовательно, с низкой подвижностью дислокаций в таком мартенсите. Тем не менее структура и свойства стали в закаленном состоянии чрезвычайно важны, поскольку они в значительной степени определяют структуру и свойства отпуска, следующего после закалки.

Для понимания особенностей наиболее характерных технологических приемов термической обработки стали удобно воспользоваться фрагментом известной диаграммы Fe—Fe₃C: ее нижней левой частью (так называемым «стальным углом», рис. 3.20).

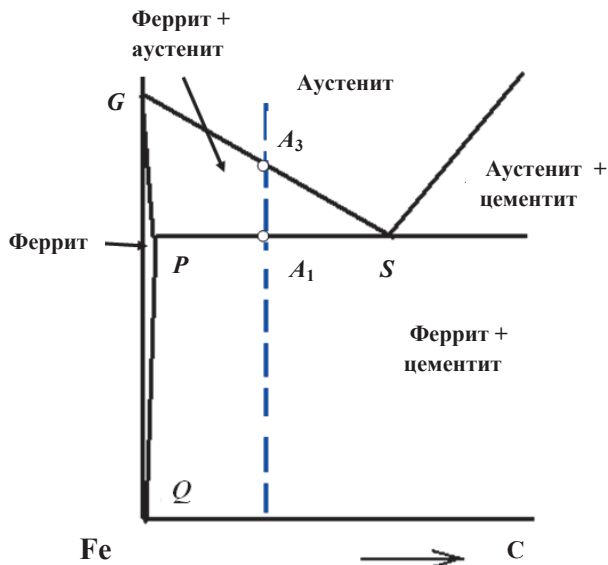


Рис. 3.20. Фрагмент диаграммы Fe — Fe₃C

Если рассматривать известные технологические способы термической обработки, например конструкционной стали, то фактически они сводятся к следующему. Нужно предварительно полученный при нагреве аустенит в условиях последующего охлаждения подвергнуть распаду в целях приближения стали к структурно равновесному ферритоцементитному (ферритно-карбидному) состоянию.

Сформировать такое структурное состояние в принципе можно в двух вариантах. Первый состоит в том, что ферритно-карбидная смесь образуется непосредственно из аустенита в процессе его последующего охлаждения путем реализации классического диффузионного механизма. Это обеспечивается посредством либо отжига (в условиях медленного печного охлаждения), либо нормализации (если охлаждение ведется на воздухе).

Второй вариант представляется более сложным. В этом случае формирование нужного ферритно-карбидного состояния достигается «окольным» путем — вначале из аустенита непосредственно получается пересыщенный α -твердый раствор (т. е. закалкой на мартенсит путем бездиффузионного фазового превращения), а затем уже при последующей повторной термообработке (отпуске) диффузионным механизмом происходит распад мартенсита и образуется в итоге ферритно-карбидная смесь требуемого строения (рис. 3.21).

Реализацию процесса распада переохлажденного аустенита можно проиллюстрировать, рассматривая классические C -образные кривые. На рис. 3.22 на примере доэвтектоидной стали показаны технологические варианты превращения переохлажденного аустенита. Охлаждение производится от температур $A_3 + (30...50)^\circ\text{C}$. При охлаждении с очень небольшой скоростью V_1 в точке a начинается выделение избыточного феррита из аустенита. Отметим, что начало выделения феррита из аустенита происходит при переохлаждении ниже точки A_3 (линия GS диаграммы). В точке b начинается распад аустенита на ферритно-карбидную смесь, который заканчивается в точке c . Ферритно-карбидную смесь, образующуюся в интервале $b-c$, можно назвать перлитом. Такая структура может быть получена при охлаждении с печью. На этом превращение переохлажденного аустенита завершается вследствие его исчезновения и при дальнейшем охлаждении никаких фазовых превращений не происходит.

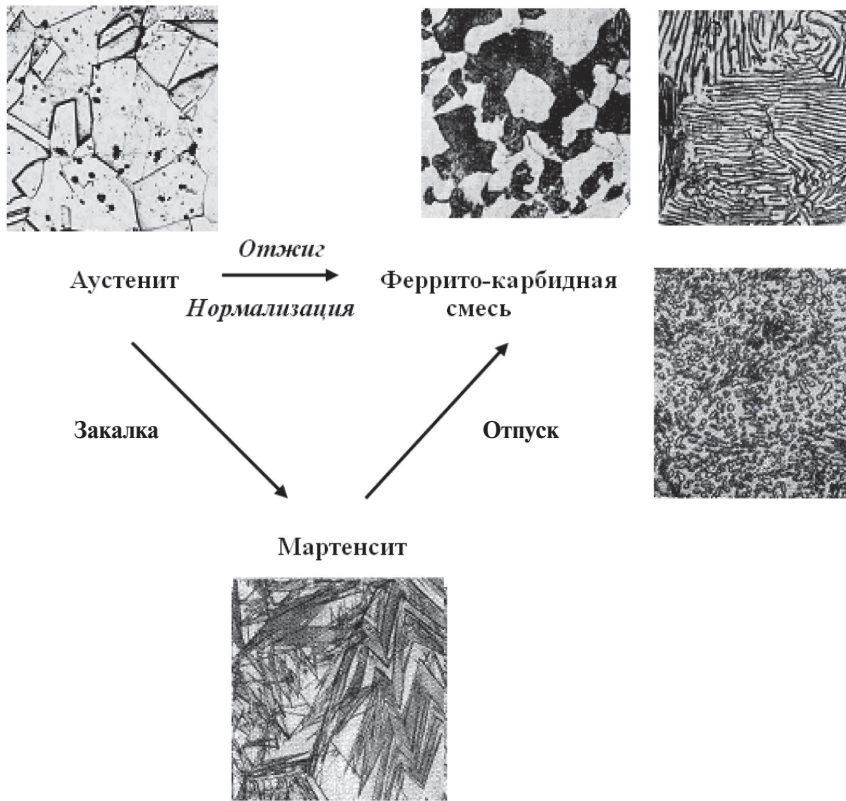


Рис. 3.21. Обобщенная схема термической обработки стали

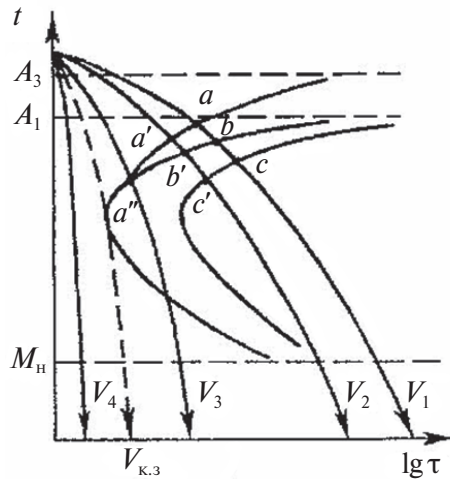


Рис. 3.22. Влияние скорости охлаждения на фазовые превращения доэвтектоидной стали

При охлаждении со скоростью V_2 большей, чем V_1 , также происходит выделение избыточного феррита из аустенита в интервале $a'-b'$ и распад аустенита на ферритно-карбидную смесь в интервале $b'-c'$. В этом случае в структуре доэвтектоидной стали также будут присутствовать избыточный феррит и ферритно-карбидная смесь, но в отличие от структуры, полученной при охлаждении со скоростью V_1 , количество избыточного феррита будет меньше, а доля ферритно-карбидной смеси соответственно больше. При этом данная смесь будет иметь большую дисперсность (сорбит). Такая структура может быть получена в доэвтектоидной стали при охлаждении на воздухе. Поскольку при охлаждении на воздухе количество избыточного феррита будет меньше, а количество ферритно-карбидной смеси больше и дисперсность ее выше, то сталь, охлажденная на воздухе, имеет большую твердость, по сравнению со сталью, охлажденной вместе с печью. При охлаждении со скоростью V_3 процесс выделения избыточного феррита подавлен и превращение переохлажденного аустенита начинается в точке a'' непосредственно с распада его на ферритно-карбидную смесь высокой степени дисперсности (тростит). Однако кривая охлаждения V_3 не пересекает линию окончания распада аустенита на ферритно-карбидную смесь, следовательно, часть переохлажденного аустенита остается нераспавшейся и сохраняется до линии мартенситного превращения M_n и только затем превращается в мартенсит. Структура такого образца состоит из мартенсита и троостита, подобная структура получается, например, при охлаждении доэвтектоидной стали в масле. И наконец, при охлаждении с большой скоростью V_4 весь аустенит переохлаждается до температуры мартенситного превращения и превращается в мартенсит. Такая структура получается при охлаждении доэвтектоидной стали в воде.

Структура мартенсита (без наличия продуктов распада переохлажденного аустенита на ферритно-карбидную смесь) может быть получена при охлаждении со скоростью выше некоторой пороговой скорости охлаждения, изображаемой кривой, касательной к линии начала распада аустенита на ферритно-карбидную смесь. Такая скорость называется *критической скоростью закалки* $V_{к.з.}$, а сама такая обработка — *закалкой* на мартенсит.

Чем меньше величина критической скорости закалки, т. е. чем дальше по температурной шкале располагаются С-образные кривые, тем при меньшей скорости охлаждения можно закалить сталь и соответ-

ственно в большем сечении образца можно получить полностью мартенситную структуру.

Таким образом, фазовые превращения, протекающие в переохлажденном аустените, могут либо полностью контролироваться диффузией (распад на ферритно-карбидную смесь типа перлита, сорбита или тростита), либо идти бездиффузионным путем (с образованием мартенсита). В то же время процесс образования бейнита (наиболее низкотемпературной ферритно-карбидной смеси) имеет признаки как диффузионного, так и бездиффузионного превращения, поэтому образование бейнита в сталях называют промежуточным превращением. Формирование бейнита происходит при температурах, когда диффузия металлических атомов, в данном случае железа, подавлена, а диффузия атомов углерода еще возможна. Поэтому полиморфное превращение $\gamma \rightarrow \alpha$ идет сдвиговым путем, в результате чего образуется пересыщенный углеродом α -раствор, из которого затем выделяется карбид железа.

Поскольку мартенсит углеродистой стали является пересыщенным твердым раствором, то при нагревании происходит его распад. Стадийность распада мартенсита такая же, как у всех пересыщенных твердых растворов. Вначале происходит образование сегрегации углерода в объеме мартенсита. Этот процесс может идти уже при комнатной температуре. Затем происходит выделение метастабильного ϵ -карбида, имеющего гексагональную кристаллографическую решетку, более близкую к решетке мартенсита. Данный процесс протекает при температурах несколько выше 100°C . При температурах более 250°C происходит образование карбида цементитного типа. При температурах выше 350°C наблюдается коагуляция и сфероидизация цементита. При температуре 400°C содержание углерода в α -растворе практически близко к равновесному. На процесс распада мартенсита накладывается превращение остаточного аустенита (если он присутствует в стали) в интервале $200\text{--}300^\circ\text{C}$ с образованием тонкой ферритно-карбидной структуры.

Распад мартенсита при нагреве ведет к падению прочностных свойств и росту пластичности (рис. 3.23).

Операция термической обработки, заключающаяся в распаде мартенсита закаленной стали, называется *отпуском*. Отпуск закаленной стали проводят при температурах ниже линии эвтектоидного превращения, т. е. ниже точки A_1 .

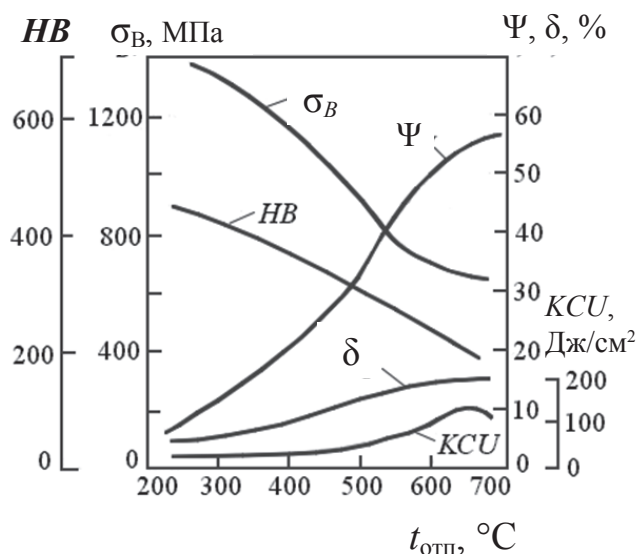


Рис. 3.23. Изменение механических свойств при отпуске закаленной стали 45

Различают низкий отпуск в интервале температур 120–250 °C. Его проведение отвечает начальным стадиям распада мартенсита, при которых незначительно изменяется твердость и прочность, а также уменьшаются напряжения, возникающие при закалке.

Средний отпуск назначается при температурах 350–450 °C. При этих температурах достигается высокое сопротивление малым пластическим деформациям (предел упругости, предел текучести) и достаточная пластичность (вязкость).

Высокий отпуск проводится при температурах 450–650 °C. В этом случае достигается хорошее сочетание достаточно высокой прочности с хорошей пластичностью и сопротивлением динамическим нагрузкам (ударная вязкость). Структура, получаемая при высоком отпуске, называется *сорбитом отпуска*. Сама операция термической обработки, заключающаяся в закалке на мартенсит с последующим высоким отпуском, называется *улучшением*.

Известно, что можно подобрать режимы термической обработки таким образом, что в одной и той же стали показатели ряда механических свойств (твердости, предела прочности) окажутся практически одинаковыми. Однако по такой важной характеристике, как ударная вязкость, различие окажется принципиальным — отпущенная сталь будет существенно (в разы!) превышать нормализованную. Причина —

в особенностях структуры ферритно-карбидной смеси: после закалки и высокого отпуска формируется так называемый сорбит отпуска, отличающийся высокодисперсным строением карбидной фазы зернистой формы. В то же время структура сорбита, полученного в результате непосредственного распада аустенита, характеризуется наличием тонкопластинчатых формирований цементита.

3.4. Термомеханическая обработка

Изменение условий процесса деформирования металлических материалов, включая регулирование температурного режима и варьирование параметров обработки давлением, создает широкие возможности для целенаправленного воздействия на структуру и получения требуемых свойств. Причем такой подход используется не только в случае назначения технологических операций изготовления или обработки материалов, но и учитывается при оценке условий испытания или эксплуатации готовых изделий. Существует большое разнообразие приемов обработки и функционального применения материалов, основанных на учете указанных деформационных факторов.

Одним из известных методов комбинированной операции, сочетающим приемы пластического деформирования и термического упрочнения, является термомеханическая обработка.

Термомеханической обработкой (ТМО) называется совокупность проводимых в различной последовательности операций пластической деформации, нагрева и охлаждения. При этом принципиальной особенностью является формирование структуры материала, а следовательно, и его свойств в условиях *повышенной плотности и оптимального распределения* дефектов решетки, размноженных в ходе пластической деформации.

ТМО отличается от традиционно применяемых способов деформации и нагрева. В процессе обычной упрочняющей обработки путем холодной пластической деформации повышение прочности сопровождается заметным снижением пластичности. Если же холоднодеформированный металл подвергается последеформационному нагреву (рекристаллизационному отжигу), то цель такой обработки — обеспечить снятие наклепа. С другой стороны, при проведении обычной горячей деформации используемый нагрев направлен на получение необходи-

мой пластичности металла и предотвращение нежелательного деформационного упрочнения.

Особенность термомеханической обработки заключается в том, что одновременное деформационное и термическое воздействия создают особое структурное (а часто и фазовое) состояние сплавов, отличающееся высокими показателями прочности и пластичности. Изменяя последовательность операций деформаций и термической обработки и их конкретные режимы (степень, скорость и температуру деформации, скорость нагрева и охлаждения, длительность изотермических выдержек и т. д.), можно эффективно управлять структурой и свойствами в широком диапазоне значений.

Однако далеко не любую комбинацию из операций нагрева и деформации можно отнести к ТМО. Так, если, скажем, проведена холодная пластическая деформация, а затем осуществлен нагрев под закалку, то полученная при этом рекристаллизованная структура не испытывает определяющего влияния наклепа и характеризуется низкой плотностью дислокаций. Поэтому такой набор операций нельзя рассматривать в качестве ТМО.

Разработано большое количество различных вариантов ТМО в зависимости от особенностей фазовых превращений в сплаве, температуры деформации и последовательности осуществления операций обработки давлением и термического воздействия.

Принято выделять две группы сплавов, подвергаемых термомеханической обработке. Это деление основано на особенностях фазовых превращений, характерных для таких материалов: а) сплавы, претерпевающие распад пересыщенных твердых растворов (стареющие сплавы); б) сплавы, испытывающие полиморфное превращение (закаливаемые на мартенсит).

Сами режимы ТМО принято также классифицировать исходя из того, как расположена температура деформации относительно температурного порога рекристаллизации. При этом различают *низкотемпературную* термомеханическую обработку (НТМО) и *высокотемпературную* термомеханическую обработку (ВТМО).

НТМО представляет собой технологический процесс, включающий деформацию сплава при такой температуре, при которой последеформационная выдержка любой продолжительности не приводит к развитию рекристаллизации. В этом случае температура деформирования всегда берется ниже температурного порога рекристаллизации.

Под *ВТМО* понимают обработку, когда сплав деформируется в горячем состоянии, но при этом, однако, рекристаллизация не успевает пройти непосредственно в ходе самой деформации или же при кратковременных последеформационных выдержках. Из сказанного следует, что, хотя температура деформации оказывается выше температуры рекристаллизации, саму же рекристаллизацию в этих условиях необходимо предотвратить. Ее развитие является признаком неудачного применения ВТМО.

Термомеханическая обработка стареющих сплавов. На рис. 3.24 приведены основные схемы ТМО для таких сплавов. Зубчатые линии соответствуют проведению пластической деформации.

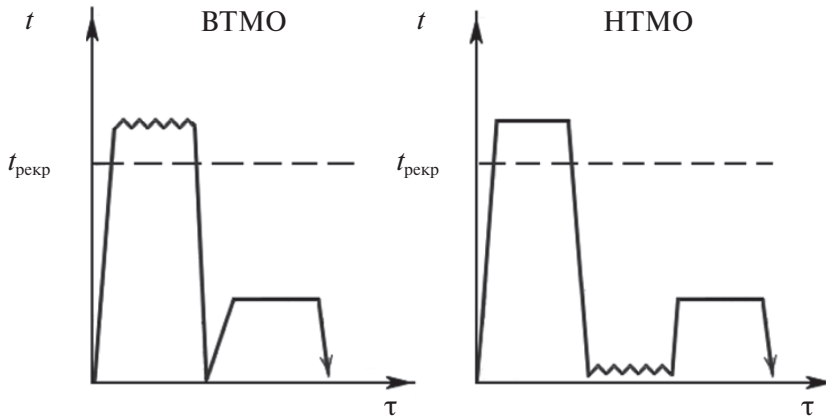


Рис. 3.24. Схемы ТМО стареющих сплавов

При ВТМО последовательность операций оказывается следующей: горячая пластическая деформация, закалка с температуры деформационного нагрева и старение. В этом случае в результате горячего деформирования в однофазной области и последующей закалки получается пересыщенный твердый раствор с нерекристаллизованной структурой, т. е. с повышенной плотностью дефектов. В процессе заключительного старения сплава с такой структурой обеспечивается получение повышенных значений механических свойств. Возрастание прочности в этом случае достигается вследствие общего повышения плотности несовершенств в закаленном состоянии, а также за счет более равномерного распада пересыщенного раствора в объеме зерен при старении. С другой стороны, равномерность распада и характерная для многих сплавов измельчение зерен способствуют улучшению

пластичности. Для достижения указанных результатов важно, чтобы к концу горячей деформации, а также после ее завершения в сплаве сохранялась нерекристаллизованная структура.

При НТМО стареющих сплавов вначале проводится обычная закалка на пересыщенный твердый раствор, а затем уже перед заключительным старением осуществляется пластическая деформация. Основное назначение такой обработки — повысить прочностные свойства. Упрочнение при НТМО достигается не только вследствие деформационного наклепа, но и благодаря усилению эффекта дисперсионного твердения. Однако такое упрочнение обычно сопровождается понижением пластичности (по сравнению с традиционным старением).

Термомеханическая обработка сплавов с полиморфным превращением.

Схематическое изображение подобной обработки таких сплавов приведено на рис. 3.25. Для удобства в качестве примера рассматривается сплав состава, близкого к эвтектоидеуму (см. сплав x_2 на рис. 3.3).

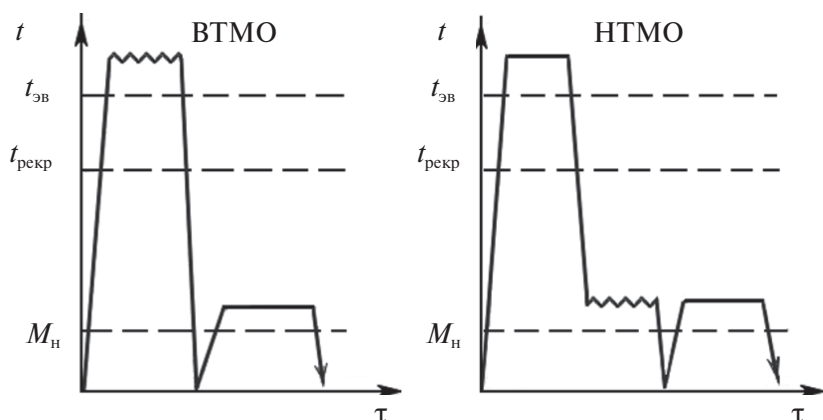


Рис. 3.25. Схемы ТМО сплавов с полиморфным превращением

В случае ВТМО горячую деформацию проводят в области термодинамической устойчивости высокотемпературной фазы γ , т. е. выше температуры эвтектоидного превращения $t_{эвт}$, после чего во избежание рекристаллизации и возможного диффузионного распада следует ускоренное охлаждение ниже температуры, соответствующей так называемой мартенситной точке M_n . В этих условиях реализуется полиморфная реакция мартенситного типа, при которой нерекристаллизованная высокотемпературная фаза γ бездиффузионным путем превращается в низкотемпературную фазу α . При этом вновь образу-

.....

ющаяся фаза (мартенсит) наследует не только состав исходной фазы, но и те дефекты строения, которые были внесены в нее пластической деформацией.

В режиме НТМО высокотемпературная γ -фаза деформируется в условиях переохлаждения, т. е. в состоянии метастабильного равновесия. Тем самым деформирование осуществляется при температурах, которые оказываются ниже эвтектоидной температуры $t_{\text{эвт}}$, а также ниже порога рекристаллизации $t_{\text{рекр}}$. В этом случае обычно стараются избежать вероятности диффузионного распада переохлажденной γ -фазы по эвтектоидной реакции и стремятся обеспечить тем самым при последующем охлаждении мартенситное превращение. Одновременно такая схема обработки предотвращает протекание процесса рекристаллизации. Заключительной операцией является старение (отпуск).

Наиболее важным результатом НТМО является эффективное упрочнение сплавов, что обусловлено наследованием образующейся низкотемпературной α -фазой (мартенситом) высокой плотности дефектов, размноженных в ходе деформирования переохлажденной исходной γ -фазы. Кроме того, наблюдается измельчение мартенситных кристаллов.

Сравнение различных вариантов ТМО показывает, что высокотемпературная обработка обеспечивает несколько меньшую прочность, чем низкотемпературная, но позволяет получить более высокую пластичность, повышает ударную вязкость, снижает склонность к хрупкому разрушению. Кроме того, осуществление НТМО требует использования заметно больших усилий на деформирование и вызывает более интенсивный износ оборудования. По этим причинам данный метод широкого практического применения не получил (в частности, для сталей, т. е. сплавов Fe—C). Таким образом, наиболее промышленно освоенным способом является схема ВТМО.

В заключение можно сказать, что общей особенностью любых вариантов термомеханической обработки является получение при закалке пересыщенного твердого раствора из деформированной и нерекристаллизованной исходной фазы. Основное же различие состоит в том, что в режиме ВТМО деформация осуществляется при температурах, формально способствующих прохождению рекристаллизации, а в режиме НТМО — при температурах, когда она в принципе подавлена.

Глава 4.

Упрочнение нанокристаллических материалов

Исследования в области нанотехнологий, основанных на атомном и молекулярном конструировании, становятся в настоящее время и на ближайшую перспективу самыми важными научными изысканиями, поскольку именно это направление справедливо рассматривается как фундаментальный прорыв в науке, сравнимый по своим масштабам и последствиям с результатами промышленной революции 19–20-го столетий.

Итак, что такое наноматериалы и нанотехнологии?

Нанотехнология как междисциплинарное направление сформировалось в мировой науке и технике в последние 15–20 лет. Под *наноструктурными материалами* принято понимать поликристаллические материалы, основные структурные элементы которых (кристаллиты, волокна, слои, поры) имеют размеры примерно от 1 до 100 нм при объемной доле таких структурных единиц не менее 50 %.

Нанотехнологии — это создание и использование материалов, устройств или систем, структура которых регулируется в нанометровом масштабе, т. е. в диапазоне размеров атомов, молекул.

4.1. Истоки создания нанотехнологий

Огромную роль в исследовании наномира сыграли два события. Во-первых, были созданы сканирующий туннельный и сканирующий атомно-силовой микроскопы, что дало возможность не только рассматривать отдельные атомы в кристаллах, но и двигать и переставлять их

в определенном порядке. Во-вторых, была открыта новая форма существования углерода в природе — фуллеренов, что позволило создавать трехмерные структуры.

Сканирующая туннельная микроскопия (СТМ). На основе научных принципов квантовой физики были разработаны новые микроскопы, которые позволили наблюдать атомно-молекулярную структуру поверхности монокристаллов в нанометровом диапазоне размеров.

Действие сканирующего туннельного микроскопа основано на туннелировании электронов через вакуумный барьер. В таком микроскопе (рис. 4.1, *а*) острая металлическая игла подводится к образцу на расстояние нескольких ангстрем. При подаче на иглу относительно образца небольшого потенциала возникает так называемый туннельный ток, величина которого зависит от расстояния образец—игла. В результате удается построить топографию поверхности сканируемого кристалла (рис. 4.1, *б*).

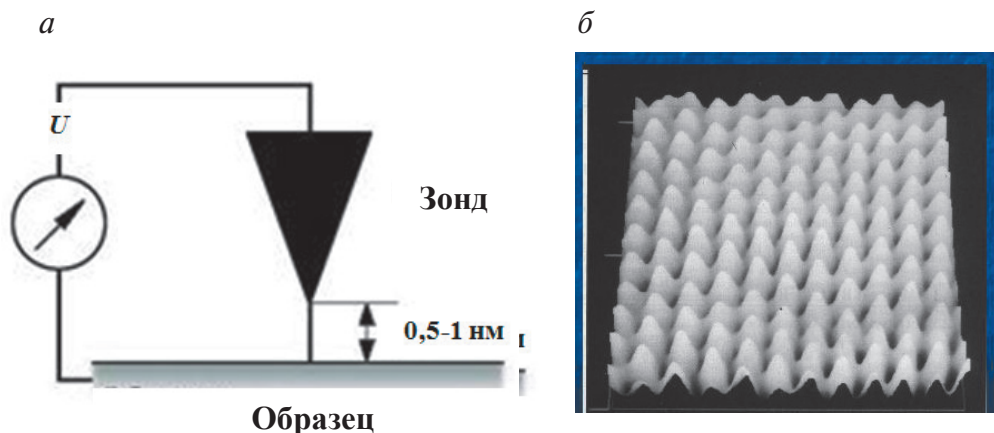


Рис. 4.1. Схема сканирующего туннельного микроскопа (*а*) и полученное с его помощью изображение атомной плоскости (111) золота (*б*)

С помощью различных сканирующих зондовых микроскопов в настоящее время наблюдают за атомной структурой поверхностей монокристаллов металлов, полупроводников, высокотемпературных сверхпроводников, органических молекул, биологических объектов.

Такие микроскопы оказались полезными не только при изучении атомно-молекулярной структуры вещества. Не менее важным и уникальным свойством представляется их пригодность для конструирования наноструктур. С помощью определенных движений острием (зон-

дом) микроскопа удастся создавать требуемые по архитектуре атомные композиции. В этом случае построение наноструктур из отдельных атомов можно уподобить приемам хоккеиста при продвижении шайбы клюшкой. На рис. 4.2 приведен пример построения картинка, где на медной пластинке, использованной в качестве основы, построена фигурка («Мальчик и его атом») из молекул монооксида углерода.

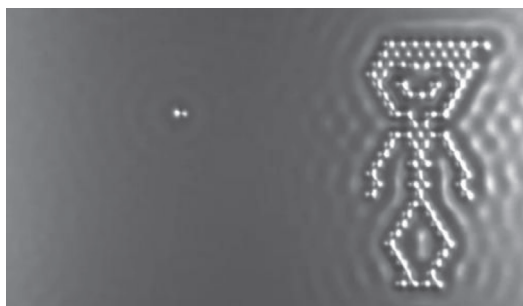


Рис. 4.2. Картинка, построенная с помощью сканирующего микроскопа

Фуллерены и их производные. Фуллерен — это новая природная форма существования углерода наряду с давно известными его структурными модификациями — алмазом и графитом. Его структурная особенность состоит в том, что он представляет собой молекулярную форму, напоминающую по конструкции решетчатый купол стадиона (рис. 4.3).

Минимальное количество атомов углерода, из которых строится фуллерен, — шестьдесят, отчего и получил обозначение C₆₀. Однако атомов углерода может быть и больше — 70, 76, 78 и т. д. Чем из большего количества атомов углерода построен фуллерен, тем больше объем полости внутри него.

Из правильных шестиугольников просто выкладывается сплошная плоская поверхность, как у графита, однако ими не может быть сформирована замкнутая поверхность. Для этого необходимо часть шестиугольников заменить пятиугольниками. Так, молекула фуллере-на C₆₀ имеет вид многогранника, состоящего из 12 правильных пятиугольников и 20 правильных шестиугольников (рис. 4.3, а). Каждый из пятиугольников со всех сторон окружен шестиугольниками. Именно такую форму имеет классический футбольный мяч (рис. 4.3, б), если представить его пятиугольниками и шестиугольниками, обычно окрашен-ные соответственно черным и белым, плоскими.

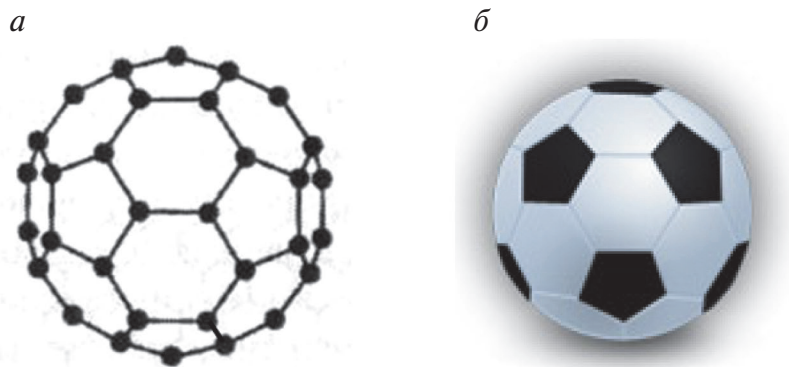


Рис. 4.3. Структура молекулы фуллерена (а) и форма футбольного мяча (б)

Таким образом, фуллерен — это микроконструкция из атомов углерода, образующих сферическую структуру с полостью внутри (супер-молекула).

В свою очередь эти молекулы могут образовать кристалл *фуллерит* с гранецентрированной кубической решеткой и достаточно слабыми межмолекулярными связями. В этом кристалле имеются октаэдрические и тетраэдрические поры, в которых могут находиться примесные атомы. Если, например, октаэдрические поры заполнены ионами щелочных металлов (Na, K, Rb, Cs), то при температурах ниже комнатной структура этих веществ перестраивается и образуется новый полимерный материал. Если же заполнить также и тетраэдрические поры, то образуется сверхпроводящий материал с критической температурой 20–40 К. Существуют фуллериты и с другими присадками, придающими материалу уникальные свойства.

Из углерода можно получить молекулы с гигантским числом атомов. Например, удастся построить молекулу, представляющую собой однослойную трубку с диаметром около нанометра и длиной в несколько десятков микрон — так называемые *углеродные нанотрубки* (рис. 4.4).

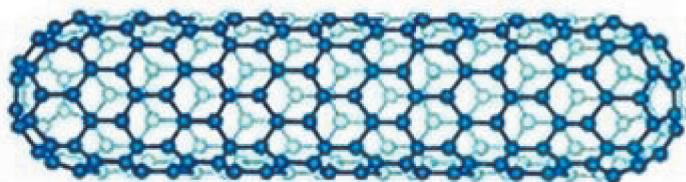


Рис. 4.4. Углеродная нанотрубка

На поверхности трубки атомы углерода расположены в вершинах правильных шестиугольников. Концы же трубки закрыты с помощью правильных пятиугольников. Комбинации таких многоугольников позволяют получать разнообразные формы углеродных поверхностей в трехмерном пространстве. Геометрия этих наноконструкций определяет их уникальные физические и химические свойства и, следовательно, возможность существования принципиально новых материалов и технологий их производства.

В нанотрубках, как и в самих фуллеренах, внутренние полости могут быть заполнены примесными атомами, и такая структурная комбинация с легирующими элементами способна придавать наноматериалам резко меняющиеся свойства.

4.2. Структурные особенности наноструктурного состояния

Важным фактором, оказывающим существенное влияние на свойства материалов, является размерность структурных элементов. Показано, что с переходом от одной размерной категории к другой может наблюдаться скачкообразное изменение физико-механических свойств. Так, уменьшение характерных размеров r морфологических единиц (отдельных частиц, зерен поликристаллов, полостей, включений других фаз) до масштабов менее 100 нм приводит к резкому изменению свойств. При этом каждый раз снижение r на порядок (от 100 до 10 нм, затем от 10 до 1 нм и, в конце концов, до атомного размера, т. е. $\sim 0,1$ нм) создает принципиально иное структурное состояние и вызывает действие новых причин, стимулирующих усиливающееся нарастание отличий от массивных образцов того же вещества.

Строгой модели структуры нанокристаллических материалов пока не существует. Например, высказывается следующее предположение. Нанокристаллы представляются в виде комбинации из двух структурных элементов — нанозерен и межзеренной прослойки. Такие зерна характеризуются тем, что вследствие малости размеров (фактически атомного масштаба) дефекты, вполне типичные для крупных зерен (вакансии, дислокации, дефекты упаковки), практически не способны удержаться внутри нанозерен и выходят на поверхность, делая структуру последних фактически бездефектной.

Достаточно непривычной дается картина строения межзеренной границы. Предполагается, что структурное состояние атомов, формирующих границы раздела, отличается от пространственного расположения атомов как кристаллических, так и аморфных твердых тел. Структурное разупорядочение границ столь велико, что оно не предполагает сохранения даже ближнего порядка.

Схематическое изображение нанокристаллического материала показано на рис. 4.5. Отчетливо выделяются обе структурные компоненты: а) кристаллическая, включающая атомы, размещенные внутри кристаллитов с сохранением дальнего порядка, б) междокристаллитная, сформированная из беспорядочно расположенных атомов. При этом относительная доля междокристаллитной составляющей может достигать 50 % от объема всего нанокристаллического материала (для обычных же поликристаллов этот показатель в пределах 10^{-7} – 10^{-2} %).

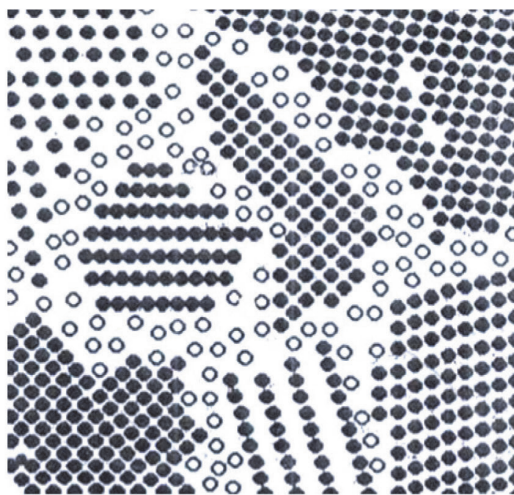


Рис. 4.5. Структура нанокристаллического материала (зачерненные и светлые кружочки — соответственно атомы кристаллитов и междокристаллитных границ)

Таким образом, можно говорить, что структура наноматериалов представляет собой некую комбинацию из участков беспорядочно расположенных атомов в пространстве, ограниченных различными ориентированными кристалликами (т. е. не зерна разделены границами, а ровно все наоборот). В результате общее структурное состояние можно характеризовать как близкое к аморфному — сочетаются участки «хорошего» материала (сами кристаллиты, которые из-за

малости размеров допустимо рассматривать в виде объемов с ближним порядком) и «плохого» материала (разупорядоченные межзеренные прослойки).

Как уже отмечалось, в поликристаллических материалах на сопротивление пластическому деформированию сильное влияние оказывают границы зерен. Их измельчение усиливает барьерный эффект для движущихся дислокаций, поэтому одним из радикальных способов создания высокопрочного состояния является получение мелкозернистой структуры. При этом чем мельче зерно, тем выше характеристики прочности. Указанная зависимость прямо следует из анализа соотношения Холла–Петча, устанавливающего обратную связь между пределом текучести σ_T , с одной стороны, и размером зерна d , с другой:

$$\sigma_T = \sigma_0 + k/\sqrt{d}.$$

Вместе с тем существует мнение, что в материалах с супермелкими зернами, размер которых оказывается в нанометровом диапазоне (около 10 нм), картина меняется на обратную — последующее измельчение зерен приводит уже к снижению сопротивления пластическому течению (рис. 4.6).



Рис. 4.6. Схематическое изображение зависимости прочности поликристаллического материала от размера зерна

Предполагается, что такое принципиально иное поведение сильно измельченного материала обусловлено изменением механизма деформации. В таких невероятно малых по объему кристаллитах плотность дислокаций (внутризеренных) оказывается очень низкой. В этих условиях пластическая деформация наряду с внутризеренным дислокационным скольжением будет осуществляться путем активного зернограницного проскальзывания, что вызовет менее выраженное деформационное упрочнение. При большем измельчении зерна деформация фактически может идти только по типу вязкого течения (без участия дефектов структуры), что характерно для аморфного состояния.

Таким образом, существует некоторое пороговое (критическое) значение размера зерна, выше которого зернограницный фактор способен оказывать хорошо знакомое воздействие на деформируемость поликристаллического материала. Однако при величине зерна, оказывающегося ниже этого критического размера, зависимость становится обратной.

4.3. Методы получения наноструктурного состояния

Подавляющее большинство наноматериалов по своей природе являются неравновесными системами. Принято выделять следующие особенности, присущие структурному состоянию наноматериалов:

- высокая концентрация поверхностей раздела (границ зерен), что обуславливает избыточную свободную поверхностную энергию; при размере наноструктурных элементов менее 10 нм объемная доля границ в образце достигает десятков процентов;
- наличие в структуре неравновесных фаз, пересыщенных твердых растворов, пограничных сегрегаций, пор и межзеренных несплошностей;
- избыточная концентрация дефектов кристаллического строения (пересыщение по вакансиям, дислокациям).

Метод порошковой металлургии. Этот хорошо известный технологический способ ввиду своей универсальности и относительной простоты нашел применение для получения нанопорошков. Применяются методы компактирования, основанные на использовании одноосного или всестороннего сжатия (при комнатной или повышенной темпера-

турах), прокатки в оболочке, экструзии, а также другие приемы. Повышенные температуры и длительные выдержки при прессовании обеспечивают образование более плотных структур с низкой пористостью. Вместе с тем приходится считаться с возможностью нежелательного развития процесса рекристаллизации и вероятностью существенного увеличения размера исходного зерна. Так, в результате спекания при высокой температуре можно получить плотность, близкую к 98–99 % от плотности монолитного материала, однако при этом размер зерна возрастает почти на порядок (от десятков нанометров в порошке до сотен — в прессованном изделии). Для избежания таких негативных последствий используют импульсные методы прессования, когда за счет резкого сокращения времени деформирования удастся частично подавить рост зерна.

Интенсивная пластическая деформация. Привлекательным методом получения компактных сверхмелкозернистых материалов с размером зерен в пределах 100 нм является интенсивная пластическая деформация. Такая обработка позволяет получать наноструктуры в массивных металлических образцах, в которых отсутствует пористость, присущая нанопорошковым материалам.

Интенсивная пластическая деформация (ИПД) рассматривается как способ получения металлов и сплавов с размером зерна около 100 нм, заключающийся в формировании за счет больших деформаций сильно фрагментированной и разориентированной структуры, сохраняющей в себе остаточные признаки рекристаллизованного аморфного состояния.

Для достижения необходимых деформаций материала используют различные методы (кручение под квазигидростатическим давлением, равноканальное угловое прессование, прокатка, всесторонняя ковка), общая сущность которых заключается в многократно производимой пластической деформации сдвига обрабатываемых материалов. Этот метод применяют для получения субмикроструктурной структуры металлов (медь, железо, никель) и сплавов на основе алюминия, магния, титана.

Из сказанного следует, что ИПД направлена на создание сильно диспергированной структуры, по масштабу близкой к нанометрическому состоянию.

Суть некоторых указанных методов иллюстрируют схемы, представленные на рис. 4.7. Например, равноканальное угловое прессование

закljučается в продавливании заготовки через канал постоянного поперечного сечения (рис. 4.7, *а*), в котором направление истечения материала резко меняется (часто на угол, близкий к 90°). При этом такое деформирование обычно проводится в несколько проходов.

В случае кручения при высоком давлении дискообразный образец помещается в закрытый контейнер (матрицу), а затем сильно сжимается вращающимся пуансоном (рис. 4.7, *б*).

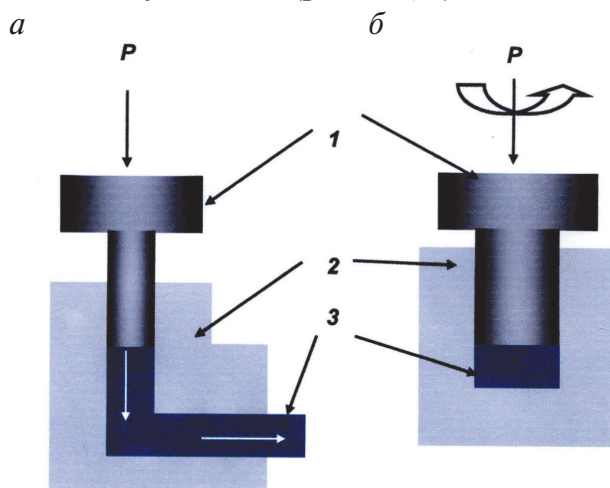


Рис. 4.7. Модели интенсивного пластического деформирования равноканальным угловым прессованием (*а*) и кручением при высоком давлении (*б*):

1 — пуансон; 2 — матрица; 3 — деформируемый материал

Контролируемая кристаллизация из аморфного состояния. Возможность получения металлических стекол создает, как установлено, условия для последующего перевода аморфного состояния твердого материала в кристаллическое путем термической обработки (отжига). При этом контролируемый режим нагрева позволяет надлежащим образом регулировать процесс зарождения и роста кристаллов, в результате чего удастся получать наноматериалы с весьма малым размером зерна (не более 10–20 нм).

Например, для создания нанокристаллических ферромагнитных сплавов на основе систем Fe–Cu–Mo–Si–B (возможны и другие варианты) сначала получают тонкие ленты аморфного металлического сплава с помощью быстрого охлаждения расплава на поверхности вращающегося диска или барабана, а затем проводят отжиг, но так, чтобы возникло большое число центров кристаллизации, а скорость ро-

ста самих кристаллов была низкой. Этим способом удастся получать наноструктуры с размером кластеров, скажем, меди менее 1 нм.

Технология пленок и покрытий. Рассмотренные выше методы создания наноматериалов условно можно отнести к объемным (трехмерным) наноструктурам. Вместе с тем по размерному признаку принято выделять и другой вид — двумерные нанообразования (нанослои, пленки, приповерхностные структуры).

Пленочные материалы могут иметь наноструктуру с размером зерна до 1–2 нм. Получение наноструктурных пленок может осуществляться различными методами. Один из наиболее распространенных способов — технология *ионного осаждения* путем возбуждения дугового разряда в азотной или углеродсодержащей среде. В качестве источника ионов используются металлические катоды.

Другой известный прием — *магнетронное напыление* (ионно-плазменное осаждение), при котором мишень (катод) распыляется за счет бомбардирования ионами плазмы газового разряда низкого давления, которая образуется между катодом и анодом.

Тонкопленочные наноструктуры можно получать также методом *эпитаксиального* выращивания.

Эпитаксия — это закономерное ориентированное нарастание кристаллов одного вещества на кристалле другого вещества. При этом решетка растущего кристалла ориентируется строго определенно относительно кристаллографической поверхности подложки, т. е. кристалла, на котором происходит этот рост. Ориентированно срастаться могут не только изоморфные кристаллы (имеющие одинаковые решетки), но и вещества, различающиеся структурой и симметрией.

Возможность эпитаксиального роста *кристаллов* зависит, однако, не только от геометрического соответствия срастающихся плоских сеток, но и от степени совершенства соприкасающихся пространств, поверхностной структуры граней, температуры, давления и некоторых других факторов.

Методы эпитаксиального роста дают возможность создавать пленки с чередующейся структурой (сэндвич-структуры), с заданным распределением примесей, с определенным типом проводимости.

Эпитаксиальные пленки выращивают:

- электролитическим осаждением;
- кристаллизацией из расплавов;
- осаждением из газовой среды (из паров).

Эпитаксиальный рост широко используется в технике для получения тонких нанокристаллических пленок. Так, подобный способ используется в микроэлектронике для получения тонких полупроводниковых пленок. Механическими методами невозможно получить такие пленки, поскольку любая механическая обработка создает нарушения поверхностного слоя, которые при малой толщине пленки простираются на всю ее глубину.

Эпитаксиальный метод позволяет получать пленки (главным образом, металлов и полупроводников) заданной толщины с размером кристаллитов в пределах от 10 до 30 нм.

4.4. Свойства наноматериалов и перспективы их использования

Каковы возможности таких материалов? Отметим некоторые из них.

Сверхпрочные материалы. Связи между атомами углерода в графитовом листе являются самыми сильными среди известных, поэтому бездефектные углеродные трубки на два порядка прочнее стали, но при этом приблизительно в четыре раза легче ее. Одна из важнейших задач технологии в области новых углеродных материалов заключается в создании нанотрубок «бесконечной» длины. Из таких трубок можно изготавливать легкие композиционные материалы предельной прочности для нужд техники нового века. Это силовые элементы мостов и строений, несущие конструкции компактных летательных аппаратов, элементы турбин, силовые блоки двигателей с предельно малым удельным потреблением топлива и т. п. В настоящее время научились изготавливать трубки длиной в десятки микрон при диаметре порядка одного нанометра.

В таблице приведены сравнительные данные, иллюстрирующие некоторые механические свойства никелевой ленты, имеющей крупнозернистую структуру и структуру нанокристаллического состояния (полученную методом электроосаждения). По уровню твердости и характеристик прочности, а также по сопротивлению износу наноструктурная лента существенно превосходит (в несколько раз) крупнозернистые образцы, полученные традиционной технологией. Высокопрочное состояние такой ленты одновременно может сопровождаться снижением пластичности, хотя при размере зерна ~ 100 нм величину относительного удлинения можно признать достаточно сбалансиро-

ванной. При этом следует учесть, что в большинстве случаев условия эксплуатации изделий из наноматериалов предполагают схему нагружения с преобладанием сжимающих напряжений. Тем самым снижение показателей пластичности не становится угрожающей картиной.

Механические свойства крупнозернистой и нанокристаллической никелевой ленты

Характеристика	Крупнокристаллический материал	Нанокристаллический материал	
		$d \sim 100$ нм	$d \sim 10$ нм
Предел текучести, МПа	105	690	900
Предел прочности, МПа	405	1100	2000
Относительное удлинение, %	50	15	1
Модуль упругости, ГПа	210	214	204
Твердость по Виккерсу, ГПа	1,4	3,0	6,5
Усталостная прочность, МПа (10 ⁸ циклов на воздухе)	240	275	—

Высокопроводящие материалы. Известно, что в кристаллическом графите проводимость вдоль плоскости слоя наиболее высокая среди известных материалов и, напротив, в направлении, перпендикулярном листу, мала. Поэтому ожидается, что электрические кабели, сделанные из нанотрубок, при комнатной температуре будут иметь электропроводность на два порядка выше, чем медные кабели. Дело — за технологией, позволяющей производить трубки достаточной длины и в достаточном количестве.

Нанокластеры. К множеству нанообъектов относятся сверхмалые частицы, состоящие из десятков, сотен или тысяч атомов. Свойства кластеров кардинально отличаются от свойств макроскопических объемов материалов того же состава. Из нанокластеров, как из крупных строительных блоков, можно целенаправленно конструировать новые материалы с заранее заданными свойствами и использовать их в каталитических реакциях, для разделения газовых смесей и хранения газов. Большой интерес представляют магнитные кластеры, состоящие из атомов переходных металлов, лантиноидов, актиноидов. Эти кластеры обладают собственным магнитным моментом, что позволяет управлять их свойствами с помощью внешнего магнитного поля. Подобные наномagnиты представляют интерес при проектировании процессоров для квантовых компьютеров. По существующим

оценкам плотность памяти в такой системе может быть порядка 10 гигабайт на квадратный сантиметр!

Перспективы использования наноматериалов. Нанотехнологии становятся ключевым направлением современного развития промышленности и науки, и ученые преисполнены глубоким оптимизмом, рассматривая впечатляющие возможности широкого применения нанотехнологий. Прежде всего, это значительная экономия ресурсов, сокращение потребляемых материалов. Здесь в первую очередь — энергетика с ее огромными масштабами. Возможны новые способы производства электроэнергии, которые прежде из-за качества материалов были неэффективны. Уже ведутся работы по созданию термоэлектриков, которые позволяют получать тепло прямо из электричества, а электричество — непосредственно из тепла. В химической промышленности этот метод позволит превращать бросовое отработанное тепло в электричество (например, использование геотермального тепла природных гейзеров).

В заключение можно отметить те сферы деятельности, в которых использование нанотехнологий и наноматериалов обещает особо интересные перспективы:

1. *Энергетика.* Топливные элементы, электрические аккумуляторы и другие преобразователи энергии, устройства для хранения энергии.

2. *Материаловедение.* Создание высокопрочных нанокристаллических материалов, материалов с высокой проводимостью, негорючих нанокompозитов на полимерной основе.

3. *Приборостроение.* Создание сканирующих туннельных микроскопов, атомно-силовых микроскопов, магнитных силовых микроскопов, миниатюрных сверхчувствительных датчиков, нанороботов.

4. *Электроника.* Конструирование нанометровой элементной базы для ЭВМ следующего поколения, нанопроводов, транзисторов, выпрямителей, дисплеев, акустических систем.

5. *Оптика.* Создание нанолазеров.

6. *Медицина.* Проектирование наноинструментария для уничтожения вирусов, локального «ремонта» органов, высокоточной доставки доз лекарств в определенные места живого организма.

7. *Трибология* (наука, занимающаяся изучением трения и износа узлов машин и механизмов). Определение связи между характером наноструктуры контактирующих материалов, с одной стороны, и возникающими фрикционными эффектами, с другой; использование этих знаний для изготовления перспективных пар трения.

Глава 5.

Разрушение материалов

Деформация металлического материала при достижении определенных напряжений может заканчиваться его разрушением. Под разрушением принято понимать процесс необратимого нарушения сплошности материала и разделение его на отдельные части под действием напряжений. При этом разрушение представляет собой процесс, состоящий из ряда последовательных стадий, которые включают зарождение трещин субмикроскопических размеров, их развитие и, наконец, заключительное макроскопическое разделение образца на отдельные части.

5.1. Типы разрушения материалов

Напряжения бывают трех видов: сжимающие (отрицательные нормальные), растягивающие (положительные нормальные), касательные. Сжимающие напряжения разрушения не вызывают — оно происходит в результате воздействия растягивающих или касательных напряжений.

В теории прочности различают разрушение путем отрыва или скола (под действием растягивающих напряжений) и путем среза (под действием касательных напряжений). Орыв обычно соответствует такому разрушению, которое происходит без сколько-нибудь заметной предварительной пластической деформации. Однако разрушению путем среза подобная деформация (порой значительная по величине) всегда предшествует. По этой причине принято считать, что отрыв обычно соответствует так называемому хрупкому разрушению, а срез — вязкому разрушению.

Вместе с тем существуют иные, специфические по характеру, случаи разрушения — усталостное, разрушение при ползучести.

По внешнему признаку хрупкое и вязкое разрушения различаются между собой главным образом по величине пластической деформации, предшествующей разрушению. Показано, что и хрупкое разрушение сопровождается развитием пластической деформации, хотя величина ее может быть весьма незначительной. По этой причине трудно установить строгую количественную границу между хрупким и вязким разрушением. Можно определенно говорить лишь о том, что при вязком разрушении материал испытывает существенно большую деформацию, чем при хрупком отрыве.

Оба вида разрушения характеризуются процессом возникновения зародышевой трещины и ее последующим распространением. По механизму образования трещины хрупкое и вязкое разрушения принципиально между собой не отличаются. Склонность к хрупкому или вязкому разрушению материала определяется тем, с какой скоростью возникшая трещина будет распространяться. При хрупком разрушении трещина распространяется катастрофически быстро, с очень высокой скоростью, которая может достигать 0,4–0,5 скорости распространения звука в материале образца.

В поликристаллических материалах возникшая трещина может затем распространяться либо по телу зерна, либо по его границам. В связи с этим различают внутризеренное (транскристаллитное) и межзеренное (интеркристаллитное) разрушения. Межзеренное разрушение, например, может быть обусловлено характером структурного состояния материала, связанного, в частности, с наличием на границах зерен частиц хрупких фаз или примесных атомов.

5.2. Дислокационный механизм образования трещин

Точечные дефекты и дислокации определяют не только физическую природу пластической деформации металлов. Их скопления могут послужить источником образования несплошностей, которые при определенных условиях способны трансформироваться в растущие трещины, приводящие к разрушению образца. Поэтому микроскопические нарушения сплошности следует рассматривать как элементы дефект-

ной структуры, а процесс разрушения — как одну из стадий развития дефектной структуры.

Под нарушением сплошности принято понимать дефект (или полость) в кристалле, наименьший размер которого превышает радиус действия сил межатомного взаимодействия. Практически это означает, что размер такой полости, по крайней мере, в 2–3 раза превосходит межатомное расстояние и ее противоположные берега можно рассматривать как свободные поверхности.

По существующей классификации полости (несплошности) принято относить к объемным дефектам. Ими являются такие дефекты, которые имеют размеры одного порядка величин во всех трех измерениях. Наиболее распространенным видом трехмерных несовершенств являются нарушения сплошности материала, существующие в виде пор и трещин.

По происхождению полости подразделяются на *структурные* и *технологические*. К структурным относятся такие, которые возникают в результате эволюционного развития других дефектов, уже существующих в решетке, — точечных или линейных. Указанное развитие дефектной структуры может происходить вследствие внешнего воздействия (например, механического, теплового) или же из-за внутренних возмущений решетки (полиморфные реакции, фазовые превращения).

Технологическими считаются несплошности, появление которых целиком обусловлено особенностями осуществления технологических операций — например, прессование порошковых материалов, образование усадочных рыхлостей при кристаллизации.

В ненагруженном кристалле различают два типа нарушений сплошности — *трещины* и *поры* (по другой терминологии их именуют силовыми и геометрическими трещинами).

Их различие проводится по следующим признакам:

1. По геометрическому признаку: при заданной глубине полости h для поры характерно соотношение размеров $B_1 \approx B_2$ (или если более удобно оперировать радиусами кривизны, то $r_1 \approx r_2$), а для трещины $B_1 \gg B_2$ соответственно $r_1 \gg r_2$. Оба этих дефекта являются механически стабильными полостями. На рис. 5.1 представлено их схематическое изображение.

2. По силовому (энергетическому) признаку: для ненагруженного кристалла трещины обладают собственным полем напряжений; вокруг поры кристалл свободен от напряжений.

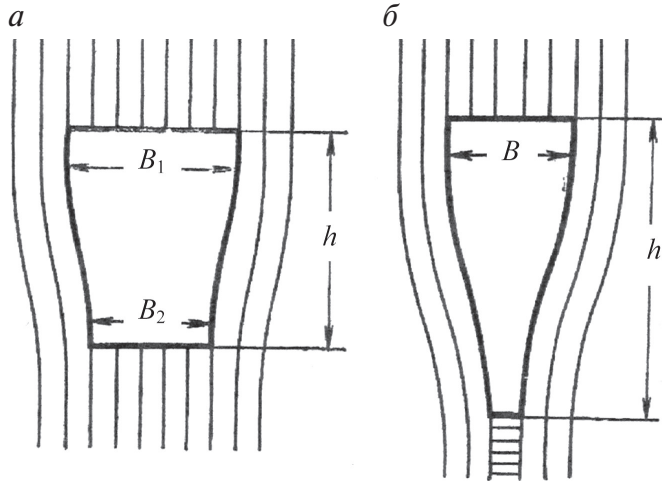


Рис. 5.1. Схемы основных форм полостей (несплошностей):

a — пора; *б* — дислокационная трещина

3. По признаку происхождения: эти дефекты являются продуктом эволюционного развития дефектов более низкого ранга — точечных или линейных.

Примером зародышевой микротрещины является образование так называемой сверхдислокации. Она представляет собой большую дислокацию с модулем вектора Бюргерса nb , образованную слиянием n единичных дислокаций. Геометрически — это клин, равновесная длина которого h квадратично зависит от его ширины:

$$h \sim n^2 b.$$

Если в такую дислокационную микротрещину войдут дислокации обратного знака, то произойдет ее затупление и она превратится в пору.

В случае, если к образцу приложена нагрузка, то любое нарушение сплошности, в том числе и пора, становится концентратором напряжений.

По современным представлениям образование трещины как при хрупком, так и при вязком разрушении имеет сходную картину. При этом принципиальная особенность существующих моделей образования трещин заключается в необходимости осуществления предварительной пластической деформации перед разрушением. Это значит, что зарождение трещины всегда требует перемещения дислокаций.

Существуют различные модели образования трещин, однако наиболее распространенным считается механизм, основанный на так называемой модели слиянии дислокаций. Ее суть сводится к следующему.

Чаще всего трещины возникают у вершины скопления дислокаций вблизи каких-либо препятствий. Этими препятствиями могут служить включения избыточных фаз, границы зерен, двойников, сидячие дислокации и т. д. В голове скопления непосредственно у барьера краевые дислокации под действием напряжений могут оказаться настолько близко расположенными между собой, что их экстраплоскости сливаются с образованием зародышевой микротрещины (рис. 5.2).



Рис. 5.2. Схема зарождения трещины у вершины дислокационного скопления

Эта модель исходит из предположения о необходимости осуществления некоторой пластической деформации, достаточной для образования плоского скопления дислокаций. Сама трещина возникает под действием растягивающих напряжений, достигающих величины теоретического разрушающего напряжения. При этом сама микротрещина, как установлено, формируется в плоскости, составляющей с плоскостью скольжения угол, близкий к 70° .

Кроме рассмотренных, возможны и другие механизмы зарождения трещин. Итак, образование зародышевых трещин может происходить по-разному. Это зависит от типа кристаллической решетки металла, характера микроструктуры. Вместе с тем сопротивляемость металла разрушению и характер разрушения определяются тем, в каких условиях оказывается возникшая трещина и каковы особенности ее дальнейшего распространения.

5.3. Хрупкое разрушение

Знание особенностей хрупкого разрушения, выяснение условий, способствующих или затрудняющих этот вид разрушения, являются важными не только в теоретическом, но и в практическом отношении. Дело в том, что хрупкое разрушение происходит катастрофически быстро и под действием относительно невысоких напряжений и потому наступает внезапно, неожиданно.

Для хрупкого разрушения в рамках теории упругости может быть выполнена количественная оценка. При этом широко используется так называемый энергетический критерий Гриффитса. В основу такого анализа положен ряд допущений. Так, в качестве объекта рассматривается идеально упругое тело, которое, следовательно, при нагружении не испытывает пластическую деформацию. Кроме того, принимается, что уже до испытания материал имеет трещину, причина появления которой не анализируется. С учетом сказанного критерий Гриффитса записывается в следующем виде:

$$\sigma_{\text{крит}} = \sqrt{\frac{2E\gamma}{\pi c}}, \quad (5.1)$$

где $\sigma_{\text{крит}}$ — наименьшее напряжение растяжения, необходимое для распространения трещины как хрупкой; E — модуль Юнга; γ — поверхностная энергия стенок трещины, отнесенная к единице ее площади; c — половина длины трещины.

При распространении трещины происходит выделение энергии упругой деформации. Вместе с тем образование новых поверхностей (вследствие роста трещины) требует затраты определенной энергии. Согласно критерию Гриффитса, трещина будет самопроизвольно распространяться, если увеличение γ , связанное с образованием новых поверхностей трещины, будет меньше энергии деформации, которая выделяется в результате роста трещины.

В соответствии с уравнением (5.1) напряжение σ обратно пропорционально корню квадратному из длины трещины c . Следовательно, в процессе распространения трещины необходимое для этого напряжение уменьшается и такой рост трещины становится самоускоряющимся. Таким образом, если при нагружении образца возникающее напряжение достигает некоторой пороговой (критической) величи-

ны (напряжения Гриффитса), то создаются условия для распространения трещины как хрупкой. Это значит, что рост ее будет происходить стремительно, с высокой скоростью и вызовет разрушение. Такую трещину обычно называют трещиной скола.

Достижение такого критического напряжения может происходить при сравнительно невысоких значениях приложенного напряжения. Это обусловлено тем, что при наличии в образце трещины или надреза наблюдается концентрация напряжений в вершине дефекта (рис. 5.3):

$$\sigma_{\text{макс}} = \sigma_{\text{ср}} \cdot 2\sqrt{\frac{c}{r}},$$

где $\sigma_{\text{макс}}$ — локальное напряжение в вершине трещины; $\sigma_{\text{ср}}$ — величина растягивающего напряжения; c — глубина трещины (половина ее длины); r — радиус в вершине трещины.

Как видно, хотя средняя величина напряжений в образце может быть небольшой, однако локальные напряжения в вершине имеющихся трещин могут достигать значений в 10^2 – 10^3 раз больше (близкие к теоретической прочности). Именно поэтому в этих участках легко достигаются напряжения, способные затем вызвать ускоряющийся рост хрупкой трещины.

Теория Гриффитса не учитывает того факта, что при разрушении реальных металлических материалов происходит пластическая деформация. Поэтому изначально предложенное уравнение (5.1) используется в несколько видоизмененной форме и под параметром γ обычно понимают общую энергию, необходимую для увеличения поверхности трещины. Она включает не только истинную поверхностную энергию $\gamma_{\text{пов}}$, но и энергию пластической деформации $\gamma_{\text{деф}}$, которую надо затратить на развитие трещины. Поэтому с учетом данного замечания выражение для критического напряжения, необходимого для протекания хрупкого разрушения, можно представить в виде

$$\sigma = \sqrt{\frac{2E(\gamma_{\text{пов}} + \gamma_{\text{деф}})}{\pi c}},$$

где $\gamma_{\text{пов}}$ и $\gamma_{\text{деф}}$ — соответственно затраты энергии на формирование поверхности стенки трещины и протекание пластической деформации.

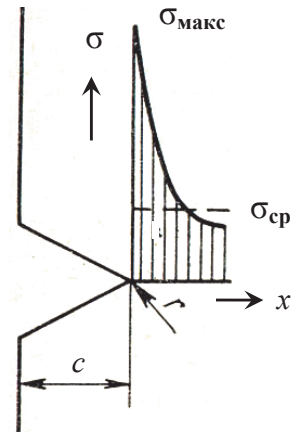


Рис. 5.3. Концентрация напряжений в образце с надрезом

Принципиальная особенность хрупкого разрушения — быстрый рост трещины не требует подвода энергии извне (т. е. повышающейся нагрузки). Вполне достаточным условием для ее стремительного развития оказывается величина запасенной упругой энергии самой разрушающейся конструкции.

5.4. Вязкое разрушение

Отличительной чертой вязкого разрушения является значительная предшествующая макропластическая деформация, достигающая десятков процентов. По сравнению с хрупким — это менее опасное разрушение, так как оно развивается со значительно меньшей скоростью и вызывается напряжениями, превышающими предел текучести материала (а предел текучести используется при расчетах на прочность деталей и конструкций). Знание особенностей вязкого разрушения позволяет лучше понять природу хрупкого разрушения и разработать условия для подавления последнего. Кроме того, понимание механизма вязкого разрушения важно при анализе поведения металла при обработке давлением. В этом случае материалы подвергаются заметной пластической деформации, которая, однако, не должна вызывать разрушения (в том числе и вязкого).

Типичным примером вязкого разрушения является образование «чашечного» (или ямочного) излома при испытании металлического образца на растяжение. При одноосном нагружении вначале происходит равномерное удлинение образца. Затем наблюдается локализация деформации, проявляющаяся в образовании шейки. В отличие от первоначального одноосного растяжения в шейке появляются радиальные растягивающие напряжения и формируется объемное напряженное состояние, способствующее возникновению и развитию микротрещин. Эти микротрещины в процессе своего роста могут образовывать микропоры по следующему механизму. Представим микротрещину как результат слияния n дислокаций с векторами Бюргерса b . Если в такую дислокационную трещину войдут дислокации обратного знака, то произойдет ее затупление и она превратится в пору. По мере растяжения материала имеющиеся и образующиеся в нем вновь поры сливаются с образованием более крупных. В итоге в центре шейки об-

разуется сплошная трещина, перпендикулярная оси образца. Дальнейший рост этой трещины происходит путем присоединения новых пор при разрыве перемычек между ними. В результате формируется так называемый ямочный рельеф. Дном ямок являются доньшки микропор, а гребни, разделяющие ямки, возникают при срезе перемычек, разделяющих поры (рис. 5.4).

Вязкий излом отличается характерными особенностями своей структуры. Он имеет матовый оттенок и волокнистое строение со множеством неровностей и следами пластической деформации в виде грубых полос скольжения. Как правило, вязкое разрушение оказывается внутризерненным. При этом в технических металлических материалах возникновение зародышевых трещин преимущественно происходит по модели слияния дислокаций у барьеров. Ими могут являться различного рода включения, всегда имеющиеся в технических металлах. Поэтому на фрактограммах вязких изломов на дне ямок часто можно наблюдать неметаллические включения (рис. 5.4).

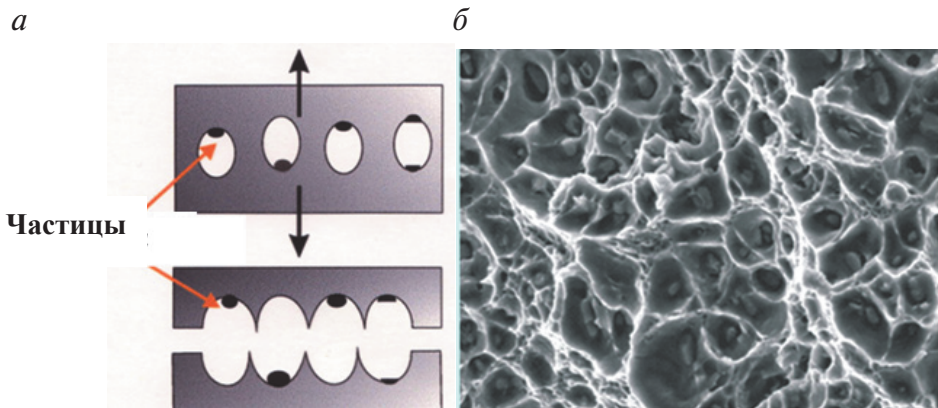


Рис. 5.4. Вязкий ямочный излом:

а — схема образования ямочного излома; *б* — микроструктура вязкого излома

При хрупком разрушении, характеризующемся катастрофическим распространением трещины, излом имеет характерное строение, его поверхность выглядит блестящей, кристаллической. При микроскопическом анализе внутрикристаллитного излома обычно удастся наблюдать на поверхности ступеньки (фасетки скола), которые придают структуре вид «речных узоров» (рис. 5.5).

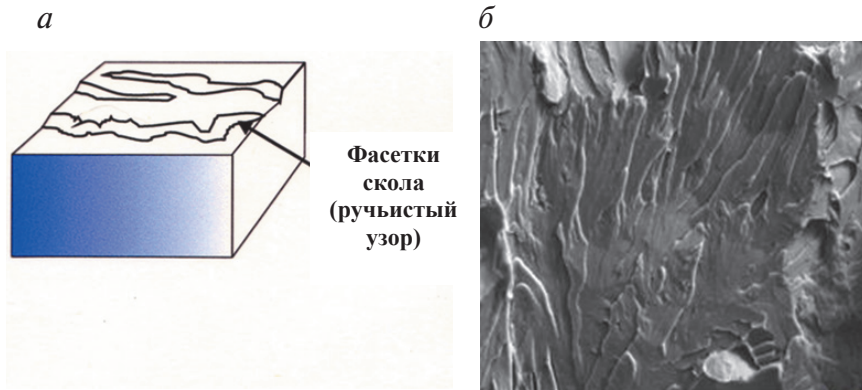


Рис. 5.5. Хрупкий излом:

а — схема образования хрупкого излома; б — микроструктура ручьистого излома

Таким образом, можно отметить принципиальное отличие между вязким и хрупким разрушением металлических материалов. Общей особенностью обоих видов разрушения является необходимость пластической деформации для зарождения трещины. Более того, пластическая деформация продолжается и в процессе распространения зародышевой трещины. Однако развитие вязкой трещины включает как составную часть значительное пластическое течение, в то время как в случае хрупкой трещины разрушение сопровождается минимальной пластической деформацией. При хрупком отрыве энергия разрушения расходуется главным образом на преодоление сил притяжения между атомами, расположенными по обе стороны от пути трещины (и, следовательно, на образование дополнительной поверхности раздела). При вязком разрушении эту составляющую расхода энергии намного превосходят затраты энергии на пластическую деформацию, связанную с процессом разрушения. В свою очередь, склонность к развитию пластической деформации при разрушении определяется условиями движения дислокаций в области растущей трещины. Если дислокации оказываются весьма подвижными, то рост трещины будет сопровождаться деформацией металла вблизи ее поверхности. Скорость распространения такой трещины будет невысокой, и разрушение в итоге окажется вязким. Если дислокации являются малоподвижными, то тогда пластическая деформация по величине может быть незначительной и распространение трещины будет происходить по типу «грифитсовской», т. е. хрупкой трещины.

В таблице в обобщающем виде приведены характерные признаки рассмотренных видов разрушения.

Основные признаки различных видов разрушения

Отличительные признаки	Вид разрушения	
	хрупкое	вязкое
1. Различный кристаллографический характер разрушения	Отрыв (по плоскостям с малыми индексами)	Срез (по плоскостям плотноупакованным)
2. Напряжения, вызывающие разрушение	Нормальные растягивающие σ	Касательные
3. Вид излома (макроанализ)	Кристаллический	Волокнистый (матовый)
4. Вид излома (микроанализ)	Ручьистый (речной узор)	Ямочный (чашечный)
5. Величина пластической деформации	Очень мала	Значительная
6. Скорость распространения трещины	Высокая	Низкая
7. Механизм образования трещины	Дислокационный	Дислокационный

5.5. Переход от хрупкого разрушения к вязкому

Многие металлические материалы в зависимости от условий испытания и характера структурного состояния могут разрушаться хрупко или вязко. При этом наиболее сильно оказывает влияние на тип разрушения *температура*. Чем она ниже, тем выше вероятность того, что металл будет испытывать хрупкое разрушение. Если для такого материала построить температурную зависимость показателя вязкости, то в некотором интервале температур будет наблюдаться переход от состояния с низким уровнем вязкости к состоянию с более высоким значением. Очевидно, это будет соответствовать переходу из хрупкого состояния в вязкое. Чаще представляется удобным указывать не тем-

пературный интервал Δt такого перехода, а температуру, соответствующую верхней или нижней границе этого интервала либо его середине.

Такую температуру называют *температурой хрупкого перехода* или *температурным порогом хладноломкости* $t_{\text{хр}}$ (рис. 5.6). Эта величина используется как показатель, характеризующий склонность материала к хрупкому разрушению. Чем ниже $t_{\text{хр}}$, тем в меньшей степени наблюдается стремление к такому виду разрушения.

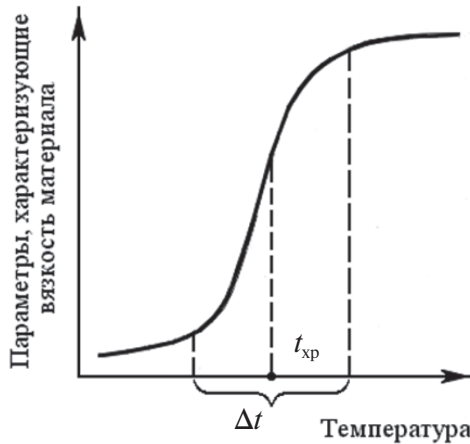


Рис. 5.6. Температурная зависимость показателя вязкости материала

Порог хладноломкости $t_{\text{хр}}$ не является константой материала, и на его величину могут оказывать влияние различные причины. Следует выделить так называемые внешние причины, связанные с условиями испытания образцов, их формой, размерами, характеристикой окружающей среды и др.

На положение порога хладноломкости $t_{\text{хр}}$ влияет *скорость приложения нагрузки* ϵ : чем она выше, тем сильнее затрудняется развитие пластической деформации и выше склонность к хрупкому разрушению.

$$\frac{1}{t_{\text{хр}}} = A - B \lg \epsilon, \quad (5.2)$$

где A и B — константы.

Порог хладноломкости зависит также от способа приложения внешней нагрузки, т. е. от *жесткости нагружения*. Жесткость нагружения характеризуется коэффициентом мягкости α , представляющим собой отношение величины касательных напряжений τ к величине нормаль-

ных σ ($\alpha = \tau/\sigma$). Чем более жестким оказывается нагружение (меньше 1), тем выше $t_{\text{хр}}$ и, следовательно, вероятнее хрупкое разрушение. Так, испытание на растяжение является более жестким, чем на сжатие (коэффициент α соответственно равен 0,5 и 2), поэтому в последнем случае образец будет иметь меньшую склонность к хрупкому разрушению. В зависимости от способа нагружения один и тот же материал будет деформироваться по-разному и, следовательно, будет иметь различную температуру хрупкого перехода. Например, при волочении α находится в пределах 1–3 (это определяется величиной обжатия, углом волоки, условиями смазки), при прокатке в закрытых калибрах α может достигать 4,0. Как результат, например, при сильном волочении стальной проволоки со структурой сорбита патентирования (высокодисперсной ферритно-карбидной смеси) карбидные пластинки, находящиеся в ферритной матрице, в очаге деформации испытывают объемное напряженное состояние и ведут себя как высокопластичные фазы (рис. 5.7).

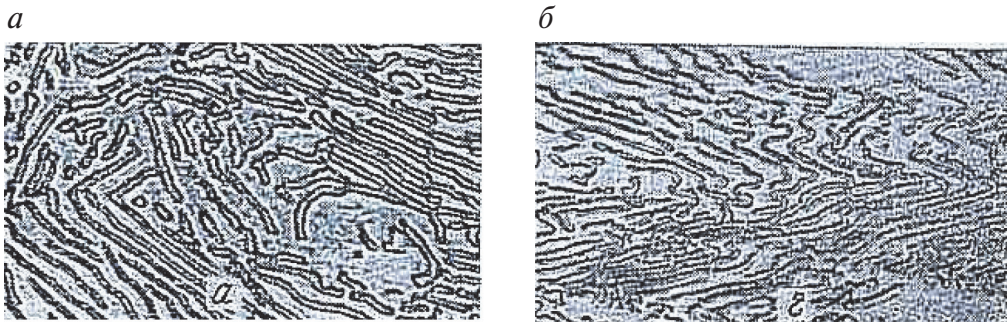


Рис. 5.7. Структура эвтектоидной стали в исходном состоянии (а) и после холодного волочения с обжатием 60 % (б): $\times 1200$

Приведем сведения о влиянии вида нагружения на показатели жесткости испытания — коэффициент мягкости $\alpha = \tau/\sigma$:

растяжение:	
трехосное	0
одноосное	0,5
кручение	1,0
сжатие:	
одноосное	2,0
трехосное	3,0

Важным фактором, влиявшим на механические свойства материала, является также *состояние поверхности*. Некачественная обработка поверхности может вызывать образование различных неровностей, надрезов, являющихся участками, где концентрируются пиковые напряжения. Эти места могут оказаться предпочтительными для возникновения зародышевых трещин. В связи с этим важно также учитывать особенности конфигурации детали. Сложная ее форма с резкими переходами сечения, наличием выемок, отверстий — все это способствует при нагружении образованию концентраторов напряжений и усиливает тем самым опасность хрупкого разрушения (рис. 5.8).

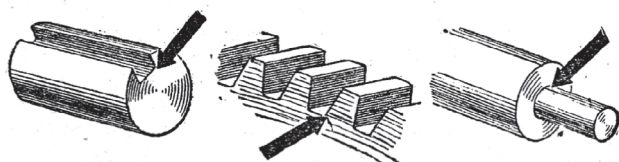


Рис. 5.8. Влияние конфигурации детали на наличие концентраторов напряжений (показано стрелками)

Другой воздействующей причиной является *масштабный фактор* — с увеличением размеров изделия усиливается хрупкость и повышается $t_{\text{хр}}$ материала. Главным образом, влияние масштабного фактора следует связать с усилением воздействия состояния поверхности. Чем больше размеры изделия, тем, очевидно, в меньшей степени удастся поддерживать высокое качество поверхности.

Положение порога хладноломкости в сильной мере зависит также от внутренних (структурных) факторов, т. е. от характера структурного состояния металлов и сплавов. Хорошо известна роль *величины зерна* поликристаллических материалов. Измельчение зерна повышает пластичность и снижает температуру $t_{\text{хр}}$. Как и в случае влияния скорости деформации (см. уравнение (5.2)), соотношение между $t_{\text{хр}}$ и величиной зерна d можно представить в следующем виде:

$$\frac{1}{t_{\text{хр}}} = A - B \cdot \lg d.$$

Для получения мелкозернистой структуры широко используются методы термической и термомеханической обработок (в том числе и операции горячей пластической деформации), модифицирова-

ние при кристаллизации и другие приемы. Полезно напомнить, что измельчение зерна, помимо повышения вязкости, способствует также росту прочностных характеристик (предела текучести). Склонность к хрупкому разрушению в сплавах с гетерофазной структурой зависит от наличия *хрупких составляющих на границах зерен*. Например, выделение избыточного цементита в виде сетки по границам зерен в структуре заэвтектоидной стали приводит к ее резкому охрупчиванию. Аналогичный эффект могут вызывать и сегрегации примесных атомов, находящиеся на границе зерен, субзерен, а также в дислокациях. В последнем случае примеси могут закреплять дислокации (например, углерод, азот) и этим способствовать хрупкому разрушению. Важно заметить, что в некоторых случаях охрупчивание может наступить и при повышении температуры. Это связано с тем, что при нагреве некоторых сплавов возможно протекание таких структурных изменений (старение, упорядочение), которые оказываются ответственными за переход из вязкого состояния в хрупкое.

В связи с этим весьма важным является хрупкое разрушение в тех случаях, когда оно происходит при пониженных температурах — ниже комнатной. Склонность к проявлению (или усилению) хрупкого разрушения при понижении температуры называется *хладноломкостью*. Металлы и сплавы, порог хладноломкости которых лежит выше комнатной температуры, называются хладноломкими. На склонность к хрупкому разрушению оказывает влияние и такой фактор, как *тип кристаллической решетки*. Хладноломкостью особенно отличаются многие металлы и сплавы с ОЦК-решеткой. Считается, что это обусловлено влиянием даже незначительных количеств примесей, образующих твердые растворы внедрения. В ОЦК-решетке присутствие примесных атомов вызывает значительное и при том несимметричное ее искажение, что определяет прочную блокировку дислокаций и затрудняет пластическую деформацию.

Для истолкования того, как может наблюдаться переход от хрупкого разрушения к вязкому, удобно использовать классическую схему А. Ф. Иоффе. Первоначально автором она была применена для анализа поведения кристаллических образцов каменной соли. Однако позднее было показано, что схема имеет универсальный характер и может быть использована и для металлических материалов.

На рис. 5.9 показана схема, изображающая температурную зависимость хрупкой прочности S_T (или разрушающего напряжения, которое

в теории Гриффитса соответствует напряжению $\sigma_{\text{крит}}$) и напряжения, необходимого для начала пластического деформирования (предела текучести σ_T). Параметр S_T сравнительно слабо меняется при повышении температуры, в то время как предел текучести заметно уменьшается. Температура, которой соответствует точка пересечения обеих кривых, является порогом хладноломкости $t_{\text{хр}}$. При температурах ниже $t_{\text{хр}}$ в случае нагружения образца раньше достигается хрупкая прочность, нежели предел текучести, и поэтому разрушение будет происходить без предварительной пластической деформации. Выше $t_{\text{хр}}$ величина S_T превышает σ_T , следовательно, разрушению будет предшествовать пластическая деформация и оно окажется вязким.

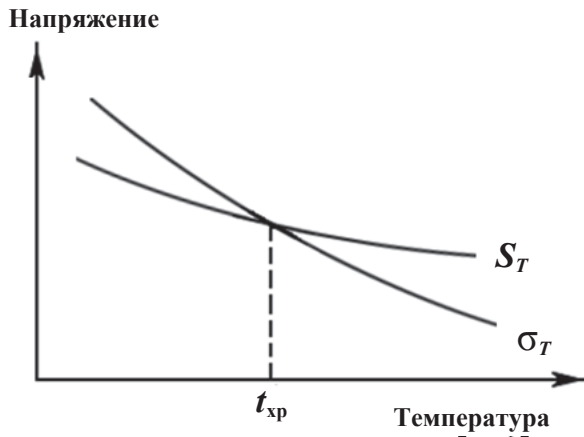


Рис. 5.9. Температурная зависимость хрупкой прочности S_T и предела текучести σ_T

Хрупкое разрушение, таким образом, связано с сильной температурной зависимостью предела текучести, величина которого резко возрастает при охлаждении образца. Такая картина действительно наблюдается у металлов, склонных к хладноломкости. В металлах с ГЦК-решеткой зависимость предела текучести от температуры проявляется в слабой степени. Поэтому они не имеют склонности к хрупкому разрушению даже при весьма низких температурах и оказываются вязкими в диапазоне $-100 \dots -150^\circ\text{C}$. Вот почему такие металлы принято называть хладостойкими.

На рис. 5.10 показана температурная зависимость предела текучести для некоторых металлических материалов. Как видно, изменение σ_T

при понижении температуры резко проявляется для железа (ОЦК-решетка) и существенно слабо для никеля (ГЦК-решетка).

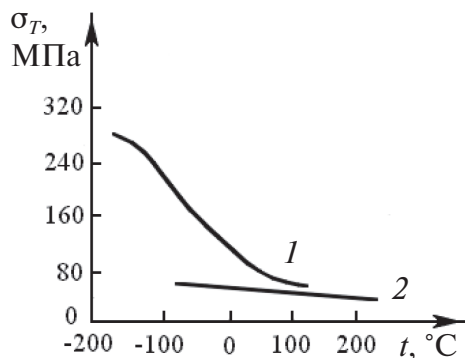


Рис. 5.10. Температурная зависимость предела текучести:

1 — железо; 2 — никель

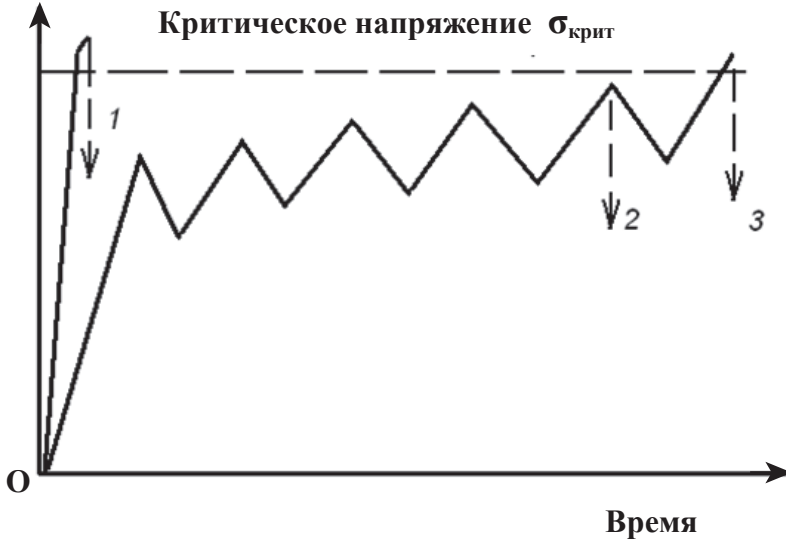
В реальных ситуациях не исключаются случаи, когда разрушение сочетает признаки как хрупкого, так вязкого разрушения.

Для пояснения сказанного рассмотрим схему, представленную на рис. 5.11. Здесь показано изменение напряжения в зависимости от длительности нагружения. В случае хрупкого разрушения действующее напряжение практически мгновенно преодолевает пороговое значение $\sigma_{\text{крит}}$ (напряжение Гриффитса). Такая ситуация соответствует варианту 1.

Разрушение пластичного материала будет происходить постепенно — растущие напряжения, превысив в локальных участках предел текучести, вызовут местную пластическую деформацию, сопровождающуюся разрядкой (релаксацией) напряжений. За счет приложения большей внешней нагрузки вновь возрастают напряжения в образце и вновь после достижения предела текучести (несколько большего по величине из-за деформационного наклепа микроучастков перед фронтом растущей трещины) произойдет микропластическое течение. Затем такая картина повторится снова и т.д. В результате процесс разрушения будет растянут по времени, а сама зависимость «напряжение—время» может быть описана ломаной кривой, имеющей тенденцию к возрастанию. Если же распространяющаяся вязкая трещина приведет к существенному ослаблению «живого» сечения образца (но при этом действующее напряжение не достигнет

критической величины), то в итоге процесс завершится окончательным разделением образца на части — произойдет чисто вязкое разрушение (вариант 2).

a Напряжение



б

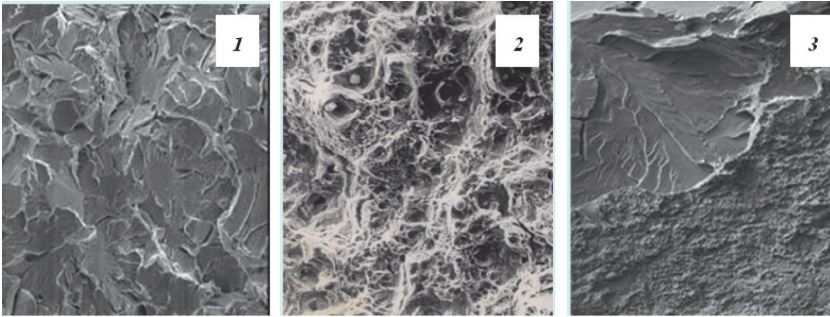


Рис. 5.11. Схема различных вариантов разрушения (*a*) и соответствующие им изломы (*б*):

1 — хрупкое; 2 — вязкое; 3 — смешанное: $\times 3400$

Из этой схемы следует также, что возможно и так называемое смешанное разрушение (вариант 3). Его суть заключается в том, что протекающее на начальном этапе вязкое разрушение способно затем завершиться переходом материала в хрупкое состояние. Это может случиться, если постепенно растущее напряжение превысит $\sigma_{\text{крит}}$ —

тогда вязкая трещина станет хрупкой и на заключительном этапе разрушение может пройти по классическому хрупкому механизму. В результате будет зафиксирован смешанный излом.

5.6. Способы борьбы с хладноломкостью

Хрупкое разрушение происходит катастрофически быстро и под действием сравнительно низких напряжений. В этом заключается его основная опасность. Анализ условий, определяющих зависимость $t_{\text{хр}}$, а также положений теории Гриффитса позволяет изложить принципиальные направления борьбы с хладноломкостью металлических материалов. С учетом конкретных обстоятельств это может быть реализовано благодаря надлежащему изменению химического состава (путем целенаправленного легирования или уменьшения концентрации примесей) и воздействию на структуру (используя режимы плавления, кристаллизации, обработки давлением, термообработки и т. п.).

Согласно модифицированной теории Гриффитса, напряжение $\sigma_{\text{крит}}$, при котором трещина распространяется как хрупкая, является функцией модуля упругости E , поверхностной энергии стенок трещины $\gamma_{\text{пов}}$, энергии пластической деформации $\gamma_{\text{деф}}$ и длины трещины c . Модуль E является достаточно устойчивой характеристикой материала и существенным образом можно на него воздействовать лишь путем радикального изменения химсостава. Поверхностная энергия $\gamma_{\text{пов}}$ также отличается повышенной стабильностью. Таким образом, на величину $\sigma_{\text{крит}}$ можно воздействовать только через параметры $\gamma_{\text{деф}}$ и c .

Для того чтобы повысить энергию пластической деформации, следует создать такие условия, которые способствовали бы облегчению перемещения дислокаций. Это удастся осуществить подбором определенного химического состава. Например, очистка железа (ОЦК-решетка) от примесей внедрения или легирование никелем повышают подвижность дислокаций и увеличивают вязкость этого металла. Очевидно, интенсивность пластического деформирования удастся повысить и в тех случаях, когда устраняется возможность образования различного рода дислокационных барьеров (скоплений дислокаций, частиц второй фазы и т. п.).

Длина зародышевой трещины определяется уровнем пиковых напряжений, возникающих в участках ее образования. В случае реализации механизма зарождения трещины по типу дислокационных скоплений ее длина будет зависеть от мощности таких скоплений. Эта величина определяется в свою очередь числом действующих систем скольжения и длиной свободного пробега дислокации. Чем в большей степени локализовано скольжение в отдельных областях и направлениях, тем более длинной оказывается трещина. Меньшей по размеру трещина образуется в том случае, когда на начальных этапах деформации движение дислокаций происходит по многочисленным системам скольжения и на короткие расстояния. Этому способствует измельчение зерна. Кроме того, в мелкозернистом материале затрудняется также и распространение возникшей трещины. Границы зерен тормозят переход хрупкой трещины из одного зерна в другое, так как такой переход связан с необходимостью менять направление развития трещины. Измельчение зерна повышает протяженность межзеренной поверхности.

Зависимость разрушающего напряжения σ от размера зерна d имеет вид

$$\sigma = \sigma_0 + kd^{-\frac{1}{2}}, \quad (5.3)$$

где σ_0 и k — константы.

Выражение (5.3) аналогично известному уравнению Холла—Петча, связывающему предел текучести материала с размером зерна.

Способствовать вязкому разрушению могут также такие структурные изменения, как образование в матрице многочисленных и равномерно распределенных дисперсных частиц второй фазы, ибо это создает возможность укоротить зародышевую трещину.

5.7. Испытания на ударный изгиб

Для выявления склонности материала к хрупкому разрушению проводят специальные испытания в условиях, способных наибольшим образом стимулировать такое разрушение. Для этого используются как особая форма образцов, так и специфические условия нагружения. Перечислим наиболее существенные. Само испытание проводится путем

определения так называемой ударной вязкости K_C , которая рассчитывается как работа удара K , затраченная на пластическую деформацию и разрушение образца, отнесенная к площади поперечного сечения F в месте его надреза до испытания, т. е. $K_C = K/F$.

1. Используются особые образцы, имеющие специально изготовленные надрезы различного типа (готовые концентраторы напряжений): U -образного, V -образного вида, а также с заранее наведенной усталостной трещиной T (рис. 5.12). Все образцы имеют форму прямоугольной призмы длиной 55 мм и сечением 10×10 мм. Различная форма надреза позволяет оценить влияние жестких условий нагружения.

В зависимости от вида концентратора в образце (U , V , T) в обозначении ударной вязкости вводят третий индекс согласно виду концентратора: K_{CU} , K_{CV} , K_{CT} .

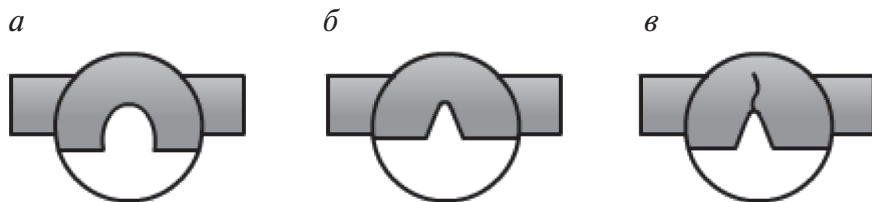


Рис. 5.12. Виды концентраторов на ударном образце:

$a - U$; $b - V$; $v - T$

2. Образцы подвергаются динамическому нагружению на специальной установке — копре маятникового типа (рис. 5.13), в котором они разрушаются в результате удара свободно падающей головки маятника (реализуется эффект скоростного деформирования).

3. Испытания обычно проводятся при разных температурах, в том числе и отрицательных (так называемые сериальные испытания). Это позволяет построить температурную зависимость ударной вязкости и определить величину температурного порога хладноломкости $t_{хр}$.

Параметр K_{IC} . Как отмечалось, хрупкие материалы чрезвычайно чувствительны к надрезам. В силу того что дислокации заблокированы и пластическая деформация невозможна,



Рис. 5.13. Маятниковый копер для динамических испытаний

при увеличении средних напряжений $\sigma_{\text{ср}}$ локальные $\sigma_{\text{макс}}$ повышаются настолько, что вызывают разрыв межатомных связей, приводящий к образованию и развитию трещины. Рост трещины не тормозится, как в пластичных материалах, за счет местной пластической деформации у вершины трещины, а, наоборот, ускоряется. После достижения некоторой критической длины наступает самопроизвольный лавинообразный рост трещины, вызывающий хрупкое разрушение.

Поскольку высокопрочные материалы обладают определенной пластичностью, то для них реальную опасность представляют трещины не любых размеров, а только имеющие некоторую критическую длину $l_{\text{кр}}$. Подрастание трещины до такой пороговой величины $l_{\text{кр}}$ тормозится местной пластической деформацией. Но при определенном сочетании рабочего напряжения и длины дефекта равновесное положение трещины нарушается, она стремительно растет и происходит самопроизвольное разрушение.

Оценку надежности высокопрочных материалов по размеру допустимого дефекта (меньше критического) проводят по специальному показателю трещиностойкости, который обозначается как *критерий* K — коэффициент интенсивности напряжений в вершине трещины. Он определяет растягивающие напряжения σ в любой точке впереди вершины растущей трещины (см. рис. 5.3):

$$\sigma = K / \sqrt{2\pi x}.$$

Знаменатель дроби обращается в единицу при $x \approx 0,16$, поэтому K численно равен σ на расстоянии $\sim 0,16$ мм от вершины трещины.

Критерий K для наиболее жесткого нагружения (плоская деформация растяжением) обозначают K_I , а при достижении критического значения, когда стабильная трещина переходит в нестабильную (катастрофически быстро растущую), — K_{Ic} . Следовательно, запись K_{Ic} означает, что в вершине трещины создана схема плоской деформации (симметричное распределение напряжения относительно плоскости трещины) и возникли такие напряжения, которые вызвали старт трещины и ее неконтролируемый стремительный рост.

Критерий K_{Ic} показывает, какого значения (интенсивности) достигает напряжение вблизи вершины трещины в момент разрушения. Этот показатель связывает приложенное среднее напряжение $\sigma_{\text{ср}}$ с критической длиной трещины $l_{\text{кр}}$ следующим соотношением:

$$K_{Ic} = \sigma_{cp} \sqrt{a\pi l_{кр}}, \quad (5.4)$$

где a — безразмерный коэффициент, характеризующий геометрию трещины¹.

Значение K_{Ic} определяют экспериментально на специальных образцах с надрезом и с заранее созданной на дне этого надреза усталостной трещиной (рис. 5.14). Для расчета K_{Ic} при нагружении образца фиксируют усилие в момент подрастания трещины на некоторую длину и перехода ее к нестабильному распространению.

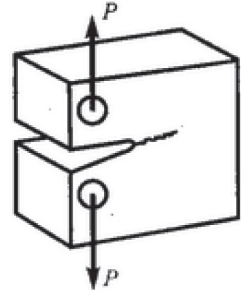


Рис. 5.14. Образец для определения критерия K_{Ic}

Значение K_{Ic} зависит от степени пластической деформации у вершины трещины (ее затупления) и характеризует сопротивление развитию вязкой трещины. По этой причине критерий K_{Ic} называют также *вязкостью разрушения*. Чем больше значение K_{Ic} , тем выше сопротивление материала вязкому разрушению и его надежность. Кроме качественной характеристики надежности, показатель K_{Ic} дополняет такие важные параметры, как предел текучести $\sigma_{0,2}$ и модуль нормальной упругости E при расчетах на прочность деталей из высокопрочных материалов. Этот критерий позволяет определить безопасный размер трещины при известном рабочем напряжении или, наоборот, безопасное напряжение при известном размере дефекта. Так, при рабочем напряжении σ_p (рис. 5.15) трещина длиной l будет безопасной для материала II, однако вызовет разрушение в материале I, имеющем меньшее значение K_{Ic} ($K_{Ic}^I < K_{Ic}^{II}$).

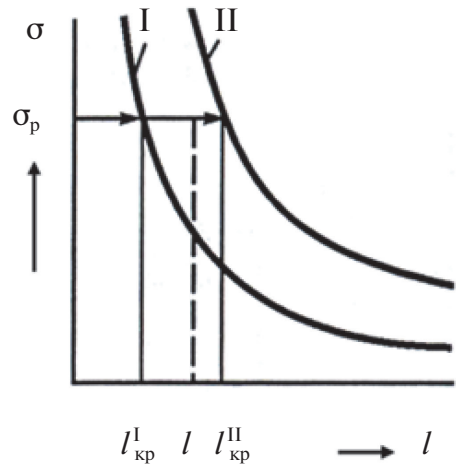


Рис. 5.15. Зависимость критического напряжения σ от размера дефекта l для двух материалов (I и II) с разным значением K_{Ic} ($K_{Ic}^I < K_{Ic}^{II}$)

¹ Из соотношения (5.4) следует, что единица измерения K_{Ic} — МПа · м^{1/2}.

5.8. Усталостное разрушение

Большинство изделий в процессе эксплуатации испытывает воздействие повторно-переменных, так называемых *циклических* силовых воздействий (нагрузок), меняющих с течением времени свою величину и направление (знак) действия. Соответственно в материале возникают циклические напряжения. Под их действием в материале зарождаются и постепенно развиваются трещины, вызывающие в итоге разрушение. Опасность такого разрушения связана с двумя причинами:

- 1) усталостное разрушение не сопровождается заметной макродеформацией изделия, и поэтому его трудно предупредить;
- 2) оно может развиваться в условиях действия незначительных напряжений, намного меньших временного сопротивления разрыву и предела текучести, т. е. при напряжениях, при которых рассчитана работа изделия.

Усталостью называется процесс постепенного накопления повреждений в материале под действием циклических нагрузок, приводящих к изменению его свойств, образованию трещин и разрушению. Свойство противостоять усталости называется *выносливостью*.

Число циклов до разрушения при заданных характеристиках нагружения — это показатель *долговечности*.

Основные характеристики циклического нагружения. Ознакомимся с основными терминами и понятиями циклического нагружения. В процессе усталостного испытания на образец действуют циклические напряжения, непрерывно меняющиеся по величине и весьма часто по знаку. Под *циклом напряжений* понимают совокупность переменных значений напряжений за один период их изменения. Каждый цикл характеризуется несколькими параметрами. Период T — это продолжительность одного цикла (рис. 5.16). Напряжение цикла записывается уравнением

$$\sigma = \sigma_m + \sigma_a f(\tau),$$

где σ_m — среднее напряжение цикла; σ_a — амплитуда цикла; $f(\tau)$ — непрерывная периодическая функция, определяющая форму цикла во времени и изменяющаяся в пределах от -1 до $+1$.

Различают максимальное σ_{\max} и минимальное σ_{\min} напряжения. Максимальное напряжение цикла σ_{\max} — это наибольшее по алгебраи-

ческой величине напряжение цикла, равное алгебраической сумме среднего напряжения и амплитуды, а минимальное σ_{\min} — их алгебраической разности:

$$\sigma_{\max} = \sigma_m + \sigma_a; \quad \sigma_{\min} = \sigma_m - \sigma_a.$$

Соответственно среднее напряжение цикла определяется как

$$\sigma_m = (\sigma_{\max} + \sigma_{\min})/2.$$

Амплитуда напряжения цикла определяется выражением

$$\sigma_a = (\sigma_{\max} - \sigma_{\min})/2.$$

Цикл характеризуется также коэффициентом асимметрии:

$$R = \sigma_{\min}/\sigma_{\max}.$$

Если $R = 1$, то такой цикл называется симметричным.

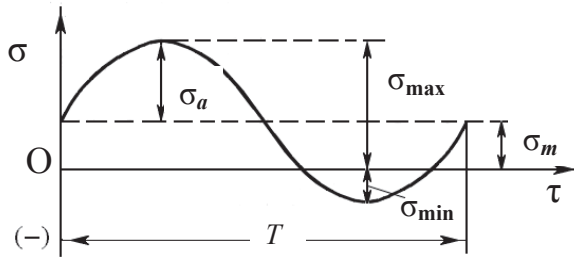


Рис. 5.16. Общий вид цикла нагружения

5.8.1. Природа усталостного разрушения

Усталостное разрушение в отличие от статического разрушения характеризуется некоторыми особенностями.

1. В условиях повторно-переменных нагрузок может происходить местная пластическая деформация при напряжениях, меньших измененного предела текучести материала. Это связано с тем, что при анализе используются напряжения, которые являются среднестатистическим показателем, отнесенным ко всему объему образца. В этом случае не учитывается очевидная возможность формирования в условиях нагружения на отдельных участках пиковых напряжений, вели-

чина которых может оказаться вполне достаточной для осуществления локальной пластической деформации. Наконец, в условиях циклического нагружения проявляется так называемый эффект Баушингера, состоящий в том, что сопротивление металла макропластической деформации снижается, если нагружению предшествовала предварительная деформация противоположного знака.

2. При большом числе циклов нагружения тонкие линии скольжения превращаются в устойчивые полосы, оканчивающиеся выступами (экструзиями) и впадинами (интрузиями) на поверхности металла (рис. 5.17). Большинство механизмов зарождения экструзий и интрузий объясняется обратимым движением краевых и винтовых дислокаций, выходящих на поверхность.



Рис. 5.17. Схема образования экструзий (а) и интрузий (б)

Эти локальные неровности (особенно впадины) являются естественными концентраторами напряжений, и следовательно, именно они становятся причиной зарождения усталостных трещин.

Во всех случаях усталостные трещины всегда возникают на поверхности изделия (или вблизи от нее). Зарождение такой трещины происходит после небольшого числа циклов нагружения, составляющего 5–10 % от общей долговечности. В остальное время происходит распространение трещины.

3. Само разрушение происходит стадийно и характеризуется постепенным накоплением повреждений, образованием нескольких уста-

лостных микротрещин, их развитием с последующим объединением в одну магистральную трещину, продвижение которой и приводит к окончательному разрушению.

4. Усталостный излом отличается характерным строением, отражающим последовательность развития усталостного разрушения (рис. 5.18).

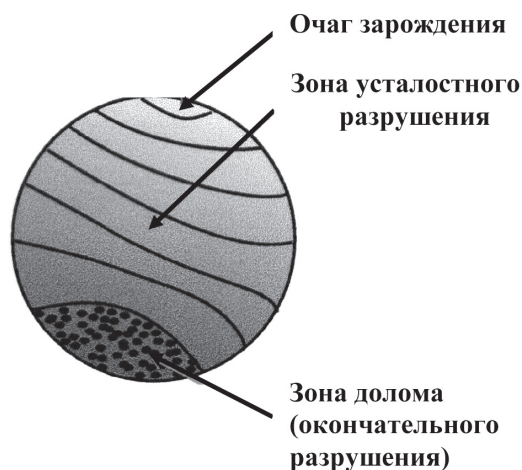


Рис. 5.18. Вид усталостного излома

Принято выделять три участка (зоны) — очаг зарождения трещины, зона усталостного распространения и зона окончательного разрушения (зона долома). Очаг разрушения примыкает к поверхности, обычно имеет небольшие размеры и заглаженные стенки. Более обширную площадь занимает зона распространения усталости, и она отличается особым видом. Развитие усталостной трещины происходит скачками, что связано с паузами в нагружении, остановкой фронта продвижения трещины и последующим преодолением ею встречающихся препятствий. Поэтому присутствуют бороздки, или так называемые концентрические кольца (полосы усталости), расходящиеся от очага разрушения. Эти полосы отражают последовательность распространения трещины. При циклическом нагружении рост трещины сопровождается ее раскрытием и закрытием, в результате чего происходит смятие и затирание поверхностей излома в зонах. Наконец, рост магистральной трещины приводит к тому, что «живое» сечение детали (образца) непрерывно уменьшается, а фактически действующее напряжение (при неизменности внешнего воздействия) постоянно растет. Наступа-

ет момент, когда происходит окончательное разделение образца, причем оно происходит практически ускоренно, а не столь медленно, как это наблюдалось в период постепенного развития трещины. Соответствующая этому периоду зона долома имеет обычный рельеф, характерный разрушению при однократном нагружении. Окончательное разрушение чаще бывает хрупким и только у очень пластичных материалов имеет вязкий характер.

На рис. 5.19 показан участок усталостного излома прокатного вала. Можно отчетливо видеть зону зарождения и зону распространения с характерными усталостными бороздками.



Рис. 5.19. Общий вид (а) и участок зоны разрушения (б) прокатного вала

5.8.2. Усталостные испытания

Известны различные способы нагружения при испытании на выносливость. Наиболее распространенной схемой является изгиб. Этот способ можно реализовать по-разному.

Используются следующие схемы:

- изгиб образца при вращении;
- изгиб консольно закрепленного образца;
- испытание в условиях циклического «растяжения—сжатия» и другие приемы.

Для усталостных испытаний используются специальные стандартные образцы с круглым или прямоугольным сечением в их рабочей части.

На рис. 5.20 приведена схема нагружения при усталостном испытании круглого образца, подвергнутого изгибу с вращением.

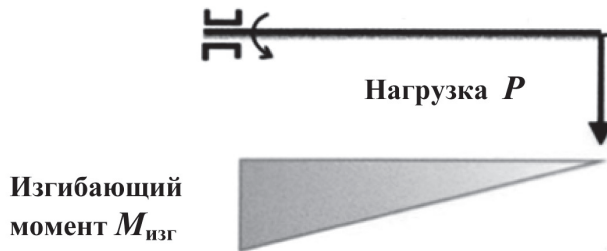


Рис. 5.20. Схема нагружения — изгиб с вращением

Основной характеристикой сопротивления материалов усталостному разрушению является *предел выносливости (предел усталости)* — наибольшее значение максимального напряжения цикла, при действии которого не происходит усталостного разрушения образца после неограниченно большого или заданного числа циклов.

По результатам испытания отдельных образцов строят зависимость числа циклов до разрушения N (долговечности) от максимального напряжения цикла σ_{\max} или амплитуды σ_a (рис. 5.21). Полученную зависимость, которую обычно изображают в полулогарифмических координатах, называют кривой Велера или диаграммой усталости. По мере уменьшения максимального напряжения цикла долговечность всех материалов возрастает. При этом у железа и сталей кривая усталости асимптотически приближается к прямой, параллельной оси абсцисс. В этом случае при напряжениях ниже определенной величины разрушение вообще не происходит. Ордината, соответствующая постоянному значению, и есть предел выносливости таких материалов — наибольшее напряжение, которое не вызывает разрушения при любом числе циклов N . Такой предел выносливости принято называть фи-

зическим и обозначают σ_w . Если речь идет о напряжении, которое вызовет разрушение после заданного цикла нагружения, то это ограниченный предел выносливости σ_R .

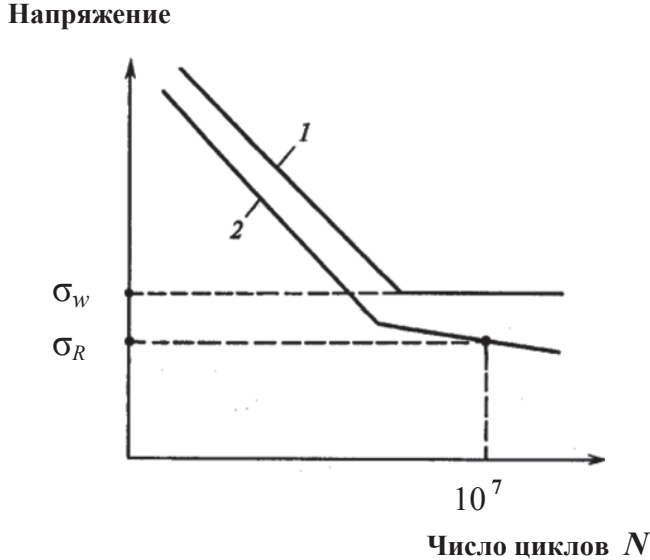


Рис. 5.21. Кривые усталости для сплавов на основе железа 1 и цветных сплавов 2

Многие цветные металлы и сплавы не имеют горизонтального участка на диаграмме усталости, и для них определяют ограниченный предел выносливости — наибольшее напряжение, которое материал выдерживает, не разрушаясь, в течение определенного числа циклов нагружения. Это число циклов нагружения N_w обычно составляет 10^7 .

Предел выносливости имеет различные обозначения. Так, помимо указанных выше, используются варианты в зависимости от схемы цикла нагружения: при симметричном нагружении он обозначается σ_R , а при несимметричном — σ_0 .

При оценке усталостного разрушения принято различать мало- и многоцикловую усталость. Границей между этими областями является предел текучести σ_T , определенный при усталостных испытаниях. В случае многоциклового усталости нагружение происходит при упругом деформировании (т. е. при напряжениях ниже предела текучести: $\sigma < \sigma_T$). При малоциклового усталости повреждение и разрушение наблюдаются при упругопластическом деформировании (при $\sigma > \sigma_T$).

5.8.3. Влияние различных факторов на усталость

Усталость материалов и в настоящее время является одной из основных причин отказа деталей машин и элементов конструкции, подверженных действию напряжений, циклически изменяющихся во времени. В связи с этим для повышения ресурса и надежности подобных конструкций важное значение приобретают вопросы выбора материала, обоснования режимов технологии производства полуфабрикатов и деталей и организации контроля технологического процесса, обеспечивающие стабильное и высокое сопротивление элементов конструкций усталостному разрушению.

На усталостные свойства заметное влияние оказывают условия испытания, структура и химический состав сплавов.

Характеристика цикла напряжений. Повышение максимального напряжения цикла σ_{\max} или амплитуды σ_a закономерно усиливают склонность материалов к усталостному разрушению. Существенную роль играет также характер системы нагружения, т.е. соотношение между растягивающими и сжимающими напряжениями. Чем выше растягивающие напряжения, тем ниже показатели выносливости. С другой стороны, увеличение сжимающих напряжений при сохранении неизменным уровня растягивающих напряжений благоприятно сказывается на выносливости. Такое влияние указанных напряжений следует связать с их неодинаковым воздействием на процесс раскрытия трещины.

Влияние температуры. Изменение температуры значительно влияет на выносливость металлов. Если температурная зависимость не вызывает фазовых или структурных превращений в материале, то выносливость его непрерывно повышается при охлаждении вплоть до температур жидкого гелия (4 К). Такая картина может нарушаться в тех случаях, когда наблюдаются структурные изменения, вызванные одновременным воздействием циклической деформации и повышенной температуры. При этом может происходить аномальное увеличение предела выносливости, несмотря на возрастание температуры, если развивающиеся структурные превращения способствуют дополнительному упрочнению материала.

Состояние поверхности и концентраторы напряжений. Усталостные свойства оказываются весьма чувствительными к состоянию поверхности и наличию концентраторов напряжений. Это является вполне объ-

ясным, так как усталостные трещины зарождаются в поверхностных слоях образцов и деталей. Для получения высокого предела выносливости структура поверхностного слоя должна иметь по возможности высокое сопротивление пластической деформации. Поэтому целесообразно использовать различные методы, позволяющие обеспечить упрочнение поверхности материалов. Это могут быть режимы химико-термической обработки, поверхностная пластическая деформация (поверхностный наклеп путем обдува дробью, обкатка роликами и т. п.). В результате этого удастся не только превысить прочность поверхностных слоев, но и создать там дополнительно сжимающие напряжения, способные затруднять распространение усталостных трещин.

Усталостные трещины возникают преимущественно в местах концентрации напряжений, поэтому важно уделять внимание качеству поверхности образцов. Полировка поверхности, особенно электролитическая, заметно повышает сопротивление усталостному разрушению.

Масштабный фактор. Влияние масштабного фактора также связано с состоянием поверхности. Увеличение размеров изделия неизбежно повышает вероятность присутствия опасных дефектов, которые и вызывают преждевременное разрушение при циклическом нагружении.

Влияние окружающей среды. Внешняя среда, контактирующая с поверхностью нагружаемого образца, оказывает существенное влияние на усталостные характеристики. Даже обычная воздушная атмосфера вызывает более стремительное развитие усталостных трещин, нежели испытание в вакууме. Особенно сильно снижается предел выносливости, если материал во время циклического нагружения находится в жидкой коррозионной среде. Это явление коррозионной усталости особенно важно для материалов, работающих в контакте с водой.

Размер зерна. В общем случае сопротивление усталости при измельчении зерна увеличивается. Считается, что границы зерен являются хорошим препятствием при распространении усталостной трещины (как и при росте хрупкой трещины). Например, установлено, что предел усталости мелкозернистой углеродистой стали на 10 % выше, чем у стали той же марки, но с крупнозернистой структурой. Для циклического нагружения зависимость предела усталости σ_w от размера зерна d можно выразить формулой, аналогичной зависимости предела текучести от размера зерна:

$$\sigma_w = \sigma_{iw} + k_w d^{-1/2},$$

где σ_{iw} и k_w — константы материала.

Следует подчеркнуть, что в большинстве практически важных случаев все рассмотренные факторы находятся в тесном взаимодействии. Изменение одного из них часто влечет изменение интенсивности (а иногда и направления!) воздействия других. Например, чувствительность к концентрации напряжений усиливается при понижении температуры испытания. Масштабный фактор проявляется сильнее при наличии концентраторов напряжений и неоднородного напряженного состояния. При коррозионной усталости обычно меняется знак масштабного эффекта, т. е. образцы крупного сечения имеют большую усталостную прочность, чем образцы малого сечения (для которых коррозионное повреждение при равной абсолютной величине более опасно). Сложное взаимодействие факторов может давать еще более парадоксальные результаты. Так, сопротивление усталости крупногабаритных образцов в жидкой коррозионной среде может быть более высоким, чем на воздухе. Этот эффект проявляется при высоких напряжениях и, следовательно, малых долговечностях, когда время для накопления опасного коррозионного повреждения мало. Тогда среда играет роль охлаждающей жидкости и предотвращает снижение усталостной прочности при повышении температуры.

Таким образом, при анализе роли данного фактора часто трудно отделить его от других. Необходимо учитывать сопутствующее изменение интенсивности воздействия всех остальных факторов, иначе возможны принципиальные ошибки в окончательных выводах.

5.8.4. Способы повышения усталостной прочности

Процесс усталости настолько сложен и многообразен, что довольно трудно сформулировать конкретные принципы регулирования структуры или выбора состава для обеспечения наиболее высокого сопротивления усталости. Учитывая то обстоятельство, что предел выносливости связан с характеристиками прочности и пластичности при статическом растяжении, можно сделать вывод о несомненно благоприятном влиянии таких структурных изменений, которые вызывают одновременное повышение прочности и пластичности материала. Эти изменения могут быть созданы известными методами термической и термомеханической обработки, приводящими к измельчению зерна или образованию развитой субструктуры. Такие структурные из-

менения способствуют гомогенизации скользя и уменьшению локальных перенапряжений, связанных с мощными скоплениями дислокации.

Наличие внутренних концентраторов напряжений при циклическом нагружении играет большую роль, чем при статическом. В связи с этим должны быть более высокими и требования к чистоте стали по неметаллическим включениям и дефектам металлургического происхождения.

Особое значение при усталости имеет состояние поверхностных слоев изделия. Улучшением чистоты обработки всегда можно добиться повышения усталостной прочности. Однако наиболее эффективными оказываются такие обработки, которые приводят к упрочнению поверхности и одновременно создают в поверхностных слоях остаточные сжимающие напряжения. В этом случае одновременно увеличивается сопротивление зарождению, и распространению усталостных трещин.

Повышение циклической прочности материалов с помощью поверхностного наклепа — традиционный и эффективный способ упрочнения. Развитая дислокационная субструктура и появление в поверхностных слоях остаточных напряжений сжатия — основные факторы, обуславливающие заметное повышение усталостных свойств. В общем случае прирост предела усталости определяется не только уровнем остаточных напряжений, но и структурой материала. Для стали со структурой мартенсита упрочнение связано с взаимодействием дислокаций с внедренными атомами углерода. Эффективность такого упрочнения при поверхностном наклепе повышается с увеличением содержания углерода в стали. Склонность стали к образованию при поверхностном наклепе микротрещин также зависит от структуры стали. Это тем более важно, что при обкатке даже с небольшими усилиями существует большая неравномерность пластической деформации. В поверхностном слое образуются микротрещины, которые по мере увеличения усилия обкатки переходят в макронадрывы и отслоения. Поверхностные дефекты развиваются тем интенсивнее, чем ниже статическая прочность стали. При обкатке более прочной стали со структурой мартенсита склонность к повреждаемости поверхности значительно меньше. В результате создается возможность более полного использования эффекта упрочнения при значительных усилиях обкатки.

Упрочнение затрудняет развитие скольжения, а сжимающие напряжения препятствуют раскрытию поверхностных трещин, ослабляя влияние растягивающей компоненты цикла. Такими обработками являются различные методы обкатки поверхности, обдувки дробью, поверхностной закалки, цементации и пр. Применение различных поверхностных покрытий может существенно повысить и сопротивление коррозионной усталости.

Глава 6.

Трение и контактная прочность

В силу особенностей работы узлов машин и механизмов, предполагающей непосредственный контакт деталей друг с другом, возможное воздействие внешней среды (жидкой, газовой), а также учет условий эксплуатационного нагружения (когда преимущественную нагрузку испытывают наружные слои материала), поверхностная обработка является важной технологической операцией, способной существенным образом повлиять на функциональные свойства изделий. Поэтому представляется обоснованным дать описание подобных обработок, уделив, однако, приоритетное внимание методам, основанным на использовании процесса фрикционного нагружения.

Научная дисциплина, занимающаяся изучением трения и износа узлов машин и механизмов, называется трибологией.

6.1. Трение и его виды

Поверхности двух тел, вступающие в контакт, испытывают *трение*. В современной механике *под трением понимают механическое взаимодействие тел, возникающее в местах их соприкосновения и препятствующее их перемещению друг относительно друга*. Такое контактное взаимодействие может сопровождаться не только очевидным деформированием тел (упругим, пластическим), но и локальным поверхностным разрушением.

Результатом фрикционного взаимодействия трущихся тел являются изнашивание и такой его количественный показатель, как износ. Причина изнашивания сопряженных тел — работа сил трения. Под действием этих сил происходит многократное деформирование участ-

ков контактной поверхности, их упрочнение, изменение структуры, выделение теплоты, развитие процессов усталости, окисления и т. п.

Изнашивание — это результат процесса разрушения и отделения материала с поверхности твердого тела и накопления остаточной деформации при трении, проявляющийся в постепенном изменении размеров и формы тела.

Износ — представляет собой количественную характеристику изнашивания, определяется в установленных единицах — длина, объем, масса, например, в виде потери массы, объема или изменения размеров.

До настоящего времени многие стороны трения остаются плохо изученными. Это вызвано тем, что при трении одновременно происходят механические, физические, химические, электрические, тепловые, вибрационные и другие процессы. Эти процессы быстро протекают в очень тонких поверхностных слоях контактирующих тел и трудно поддаются изучению.

Необходимо определить ряд основных терминов, используемых в триботехнике в соответствии с ГОСТ 23.002–78. К общим понятиям триботехники относятся представления о видах трения.

Трение бывает внешним и внутренним.

Внешнее трение — явление сопротивления относительно перемещению, возникающему между двумя телами в зонах соприкосновения поверхностей по касательным к ним, сопровождаемое диссипацией энергии.

Сила трения — сила сопротивления при относительном перемещении одного тела по поверхности другого под действием внешней силы, направленной по касательной к общей границе между этими телами.

В зависимости от наличия относительного движения различают внешнее трение покоя и трение движения, в зависимости от характера движения — трение скольжения, трение качения, трение качения с проскальзыванием, в зависимости от наличия смазочного материала — трение со смазочным материалом и трение без смазочного материала.

Трение покоя — трение двух тел при микроперемещениях до перехода к относительному движению.

Трение движения — трение двух тел, находящихся в относительном движении.

Трение качения — трение движения двух твердых тел, при котором их скорости в точках касания одинаковы по величине и направлению.

Трение скольжения — трение движения двух твердых тел, при котором скорости тел в точках касания различны по величине и направлению или по величине или направлению.

В зависимости от наличия смазочного материала различают *трение со смазочным материалом* — трение двух тел при наличии на поверхности трения введенного смазочного материала любого вида для уменьшения силы трения и (или) интенсивности изнашивания.

Трение без смазочного материала, или *сухое трение*, — трение двух тел при отсутствии на поверхности трения введенного смазочного материала.

Существование ряда гипотез и теорий внешнего трения вызвано сложностью процессов, протекающих в зоне контакта твердых тел. Известны механическая, молекулярная, молекулярно-механическая, электрическая и другие теории трения.

Наибольшее развитие получила молекулярно-механическая (адгезионно-деформационная) теория внешнего трения. В основу этой теории положено представление о двойственной природе трения и дискретном характере контакта между реальными поверхностями твердых тел. Наличие более или менее выраженного рельефа, неровностей на поверхностях реальных твердых тел обуславливает контакт между ними лишь на отдельных элементарных площадках (пятнах касания).

Поверхность любого твердого тела не бывает идеально ровной, даже самые гладкие металлические поверхности деталей, изготавливаемые с применением особо тонкого шлифования либо полирования, имеют неровности высотой от 0,05 до 0,1 мкм, а наиболее грубые, прошедшие фрезерование, — от 100 до 200 мкм. Шероховатость и волнистость поверхностей, обусловленные погрешностью при изготовлении деталей, искажением их формы от нагрузки или нагрева, приводят к тому, что две поверхности контактируют на отдельных малых площадках (пятнах касания).

В соответствии с молекулярно-механической теорией внешнего трения поверхностные связи при трении формируются вследствие упругопластической деформации поверхности контактирующих тел и адгезионного взаимодействия их поверхностей. Сила трения определяется как сумма двух слагаемых выражением $F_T = F_d + F_{ад}$, где F_d — деформационная, а $F_{ад}$ — адгезионная составляющая.

Деформационное взаимодействие обусловлено многократным деформированием микрообъемов поверхностного слоя внедрившимися

неровностями. Сопротивление этому деформированию называют деформационной составляющей силы трения (F_d). Различают три вида деформационного взаимодействия:

- упругое контактирование (рис. 6.1, *а*);
- пластическое деформирование (рис. 6.1, *б*);
- микрорезание (рис. 6.1, *в*).

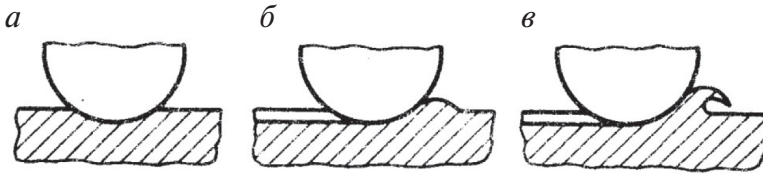


Рис. 6.1. Виды деформационного взаимодействия поверхностей трения:
а — упругое контактирование; *б* — пластическое деформирование; *в* — микрорезание

Интенсивность износа минимальна при упругом контактировании. Пластическое деформирование характеризуется остаточной деформацией поверхности после прохода микровыступа; интенсивность износа увеличивается на несколько порядков. Микрорезание относится к недопустимым механизмам изнашивания — для него характерно образование микростружки и процесс сопровождается интенсивным разрушением поверхностного слоя. Микрорезание возможно не только внедрившимися неровностями, но и посторонними твердыми частицами. Такой вид разрушения поверхности называется абразивным изнашиванием.

Адгезионное взаимодействие связано с образованием на участках контакта адгезионных мостиков сварки (рис. 6.2). Сопротивление срезу этих мостиков и формированию новых определяет адгезионную составляющую силы трения ($F_{ад}$).

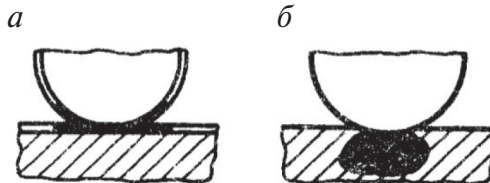


Рис. 6.2. Адгезионный механизм изнашивания:
а — схватывание; *б* — схватывание и глубинное вырывание

Коэффициент трения f — это отношение силы трения F к нормальной составляющей P внешней силы, действующей на контактную поверхность:

$$f = F/P.$$

Общая площадь фактического контакта A_r складывается из суммы площадей отдельных пятен касания $A_r = \sum A_r^i$ и зависит от внешней нагрузки P , механических свойств контактирующих тел. Для неподвижного контакта двух металлических материалов (по Ф. Боудену) $A_r \approx P/H$, где H — твердость наименее твердого материала. Для подвижного контакта при трении скольжения $A_r \approx \alpha (P/H)$, где α — коэффициент, зависящий от способности металла к упрочнению в процессе трения, от чистоты поверхности контакта и величины коэффициента трения. Обычно $\alpha \approx 2...4$, если $f = 0,7...1,5$.

Считается, что при трении металлических тел обычно преобладает адгезионное взаимодействие их поверхностей. В этом случае коэффициент трения $f \approx \tau/H$, где τ — сопротивление сдвигу; H — твердость менее прочного металла.

На интенсивность адгезионного взаимодействия металлических поверхностей оказывают влияние следующие факторы: состояние (чистота) поверхности, характер окружающей среды, химический состав и кристаллическая структура металлов, температура в зоне контакта и др.

При трении металлических поверхностей в глубоком вакууме, когда их взаимодействие весьма велико, коэффициент трения может достигать значений 1,0...10,0 и более.

При трении в воздушной среде коэффициент трения металлических материалов обычно не превышает 0,5...1,0.

Адгезионное взаимодействие проявляется в схватывании металлов в отдельных точках пятен касания и образовании адгезионных перемычек — мостиков сварки между соприкасающимися поверхностями. Сопротивление разрушению срезом этих перемычек и образование новых перемычек определяет адгезионную составляющую силы трения ($F_{ад}$). Доля деформационной составляющей силы трения увеличивается пропорционально относительной глубине неровностей h/R , где h — глубина внедрения; R — радиус кривизны у вершины неровности.

Схематически структуру фрикционного контакта, формирующуюся в условиях трения со смазкой, можно представить так, как это изо-

бражено на рис. 6.3. На поверхности основного металла расположен слой металла, претерпевшего сильную деформацию, вызванную силами трения. Этот деформированный слой покрыт тонким слоем окислов, на поверхности которого, в свою очередь, находится адсорбционная пленка атомов окружающей среды, компонентов смазки.

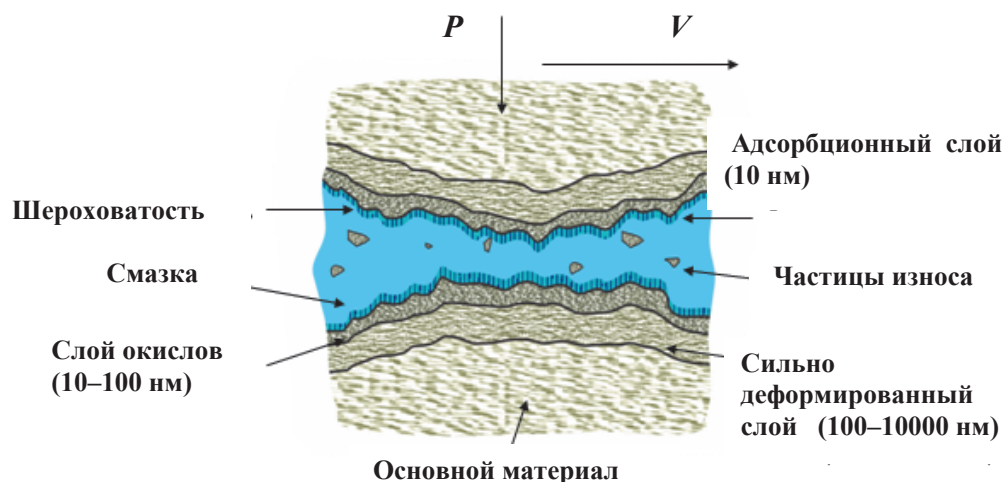


Рис. 6.3. Структура фрикционного контакта при трении со смазкой

Поверхность твердого тела по сравнению с его внутренней частью имеет ряд особенностей. Любой атом, расположенный внутри твердого тела с идеальной кристаллической решеткой, находится в состоянии подвижного устойчивого равновесия, поскольку для него по всем направлениям интенсивность силового поля одинакова. В ином положении оказываются атомы, которые находятся на поверхности: они имеют только односторонние связи с металлом, поэтому их состояние неуравновешенное, неустойчивое; они более активны, обладают избыточной или свободной энергией по сравнению с атомами, находящимися внутри. Поверхность металла в реальных условиях адсорбирует атомы элементов окружающей среды, покрываясь слоями газов, паров воды, жиров и образуя различные окислы.

К рабочей поверхности деталей машин, работающих в контакте с твердыми, жидкими или газообразными средами, предъявляют повышенные требования по прочности, твердости, износостойкости, теплостойкости, коррозионной стойкости, трещиностойкости, сопротивлению усталости и контактной выносливости. В то же время

в основном объеме детали материал, выполняющий несущую и формообразующую функции, должен обладать достаточной пластичностью и ударной вязкостью, что обеспечивается при пониженной твердости.

В условиях контактного нагружения при любых видах изнашивания детали и узлы машин выходят из строя не вследствие поломок, а по причине недопустимого изменения размеров и формы, так как износ деталей всегда происходит с поверхности. В связи с этим структурное состояние и геометрические характеристики рабочих поверхностей машин и механизмов играют решающую роль в обеспечении их работоспособности.

Эти особенности определяют пути повышения износостойкости и предела выносливости: а) повышение предела прочности (легирование); б) упрочнение поверхностных слоев (поверхностное пластическое деформирование, поверхностная закалка или химико-термическая обработка); в) создание условий для торможения развивающейся трещины (обеспечение на поверхности сжимающих напряжений). Сжимающие напряжения на поверхности создаются при поверхностной пластической деформации, поверхностной закалке и при химико-термической обработке (цементация, нитроцементация, азотирование, цианирование). Эффективным способом торможения трещин является уменьшение размера зерна.

Контактная усталость развивается при циклических контактных напряжениях (зубчатые передачи, подшипники). Сопротивление контактной усталости характеризуется числом циклов нагружения до появления микроскопических повреждений контактной поверхности (питтинга). Для повышения долговечности при контактной усталости применяют методы, обеспечивающие высокую твердость поверхности (например, цементацию, нитроцементацию, азотирование).

Термическая усталость развивается в таких деталях, как поршни, клапаны, лопатки газовых турбин, кузнечно-прессовое оборудование, валки горячей прокатки и др. Термическая усталость является следствием деформаций, которые возникают при резкой смене температур. Повышение долговечности при термоусталости достигается применением материалов с низким коэффициентом линейного расширения и высокой теплопроводностью.

Виды изнашивания подразделяют на адгезионный износ, абразивный износ, усталостный износ, кавитационный износ, эрозию и др. *Износостойкость* — свойство материала оказывать сопротивление из-

нашиванию. Понижение скорости износа достигается повышением твердости поверхностного слоя специальным легированием (образованием карбидов), поверхностной пластической деформацией (ППД), термообработкой (образование мартенсита, частиц карбидов) и применением химико-термической обработки (ХТО).

Не существует универсального способа обработки поверхностного слоя, достаточно эффективного для разных условий эксплуатации. При значительном абразивном изнашивании деталей требуется повышенная поверхностная твердость. Для деталей, работающих в условиях адгезионного износа в узлах трения, необходимо обеспечить комплекс высоких антифрикционных свойств. Для улучшения трещиностойкости обработку поверхности проводят так, чтобы устранить нарушения сплошности, царапины, коррозионные пятна, снять неблагоприятные остаточные напряжения и создать напряженный поверхностный слой, характеризующийся действием сжимающих напряжений. При удалении от поверхности напряжения сжатия уменьшаются и на определенном расстоянии меняют свой знак. В сердцевине возникают напряжения растяжения. Желательно, чтобы напряжения растяжения были минимальны и по значению, и по объему изделия.

Относительная износостойкость ε технически чистых металлов и отожженных сталей при трении о закрепленные абразивные частицы прямо пропорциональна твердости HB этих металлов и сталей:

$$\varepsilon = b \cdot HB,$$

где b — коэффициент пропорциональности.

Для термически обработанных (закалка и отпуск) конструкционных и инструментальных сталей перлитного класса 40, У8, У12, ШХ15, быстрорежущей и хромистых сталей 9ХГ и Х12 установлена зависимость

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + b' (HB - HB_0),$$

где ε_0 — относительная износостойкость стали в отожженном состоянии; b' — коэффициент пропорциональности, зависящий от химического состава стали; HB и HB_0 — твердость материалов в исследуемом и отожженном состоянии соответственно.

Износостойкость углеродистых сталей в отожженном состоянии прямо пропорциональна содержанию углерода, поскольку оно служит основным средством, определяющим структуру, твердость и ме-

ханические свойства сталей в связи с увеличением количества перлита. Еще сильнее выражена зависимость износостойкости от концентрации углерода в углеродистых сталях после закалки вследствие повышения твердости мартенсита.

С точки зрения развиваемой в последние десятилетия структурно-энергетической теории трения и изнашивания работоспособность деталей в условиях контактного нагружения обеспечивается благоприятным соотношением процессов упрочнения (накопления дислокаций) и возможности уменьшения их плотности вследствие релаксационных процессов, сопровождающих процессы упругопластической деформации (фазовых превращений, повышения температуры поверхности). Существует некоторая критическая величина плотности дислокаций, выше которой при деформации процесс упрочнения переходит в процесс разупрочнения. При этом изменяются условия зарождения трещин в участках микроконтакта и образовавшиеся трещины имеют тенденцию к росту. Значение критической плотности дислокации зависит от характера контакта и вида нарушения фрикционной связи. Плотность дислокаций и характер их распределения определяют скорость зарождения и роста трещин.

Многообразие причин и видов изнашивания, одновременное действие многих факторов, определяющих механизм и скорость изнашивания, быстрая смена условий трения на шероховатых соприкасающихся поверхностях значительно осложняют выбор конструкционных материалов и вид их поверхностной обработки для обеспечения надежной работы узлов и пар трения, рабочих органов машин и механизмов (зубчатые передачи, кулачковые механизмы, подшипники качения и скольжения, прокатные валки, лопатки газотурбинных двигателей, гильзы цилиндров, коленчатые и распределительные валы двигателей внутреннего сгорания и др.). Поэтому выбор и разработка методов поверхностного упрочнения — весьма сложная задача, так как поведение материалов при трении обусловлено не только их физико-механическими свойствами, но и конкретными условиями нагружения (нагрузка, скорость, характер среды, температура, наличие пленок, покрытий и др.). В зависимости от условий трения и назначения узла меняется и комплекс требований к материалам.

Поверхностный упрочненный слой должен иметь хорошее сцепление с внутренней частью изделия. Поэтому поверхность и сердцевина не должны резко различаться по химическому составу. Например,

наплавка или напыление покрытия другим составом не всегда пригодны для упрочнения сильно нагруженных изделий. Специфика методов химико-термической обработки состоит в протекании химических процессов, определяющих изменение состава поверхностного слоя, однако при этом, как правило, формируется диффузионный слой с плавным переходом к сердцевине по химическому составу.

К методам упрочняющей обработки, не вызывающим существенного изменения химического состава поверхностного слоя, относятся методы поверхностной закалки и деформационного упрочнения поверхности деталей.

Индивидуальность подхода к формированию структуры рабочей поверхности для конкретных условий эксплуатации можно проиллюстрировать на выборе технологии поверхностного упрочнения, например, рабочих лопаток высокотемпературного газотурбинного двигателя и лопастей гребных винтов или насосов, перекачивающих жидкость с абразивными частицами. Для лопаток двигателя необходимо создание микрогетерогенной стабильной структуры, в максимальной степени противостоящей ползучести при длительном воздействии высокой температуры и растягивающих напряжений в агрессивной газовой среде. Для лопастей гребных винтов или насосов необходимы материалы, стойкие в различных условиях механического изнашивания (абразивного, ударно-абразивного, гидро- и газоабразивного, эрозионного, кавитационного и др.). В качестве наиболее эффективных рассматриваются материалы, соответствующие принципу метастабильности аустенита, — стали, чугуны, наплавочные сплавы, напыленные покрытия, в которых сформирована структура метастабильного аустенита или аустенит определенного химического состава присутствует наряду с мартенситом, карбидами и другими фазами и структурными составляющими. Рассеяние подводимой к рабочей поверхности энергии при внешнем контактном воздействии наиболее эффективно производится микрогетерогенной структурой, в которой метастабильный аустенит превращается в дисперсный мартенсит в процессе эксплуатации. Такая структура может быть сформирована на поверхности в результате высокоскоростной закалки токами высокой частоты, лазерного или плазменного нагрева. Самоорганизация структуры, обусловленная релаксационными процессами при образовании мартенсита, и формирование сжимающих напряжений с высоким уровнем деформационного упрочнения поверхностного слоя обеспечивают высокую стой-

кость при контактном воздействии на поверхность. Износостойкость определяется не столько исходной прочностью (твердостью) материала рабочей поверхности деталей, сколько уровнем эффективной прочности (микротвердостью) поверхностного слоя, который реализуется у данных материалов в процессе абразивного изнашивания.

Связь характеристик качества поверхностного слоя с эксплуатационными свойствами деталей машин свидетельствует о том, что оптимальными с точки зрения повышения эксплуатационных свойств деталей требованиями к поверхности в общем случае должны быть: 1) достаточная твердость; 2) наличие сжимающих остаточных напряжений; 3) гетерогенная мелкодисперсная структура; 4) сглаженная форма микронеровностей с большой площадью опорной поверхности.

Показано, что каждая единичная микронеровность, внедренная в поверхность контртела, при движении создает в нем две зоны напряжений, различных по знаку (рис. 6.4). Перед фронтом микронеровности в зоне сжимающих напряжений возникает валик из деформированного металла.

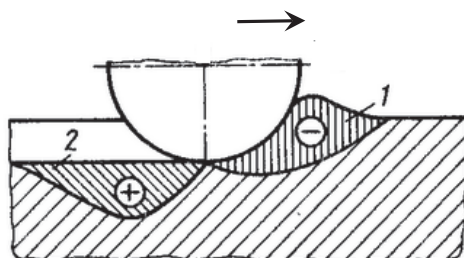


Рис. 6.4. Схема взаимодействия движущейся жесткой сферической неровности и идеально гладкой поверхности металла:

1 — зона сжимающих напряжений; 2 — зона растягивающих напряжений

Позади микронеровности в результате действия силы трения в материале образуются растягивающие напряжения. Адгезионное взаимодействие происходит на границе зоны сжимающих напряжений с неровностью. По мере смещения микровыступа в пределах, ограниченных прочностью адгезионных связей на контакте, валик растет за счет материала, вытесненного при смещении. Позади выступа соответственно растет деформация растяжения. По достижении критической величины перемещения неровности молекулярные связи на контакте разрушаются; при этом неровность подминает валик или

перескакивает через него. Таким образом, материал контакта за один проход микровыступа испытывает последовательное воздействие сжимающих и растягивающих напряжений, а движение неровности (и тела) носит неравномерный скачкообразный характер.

Для замедления изнашивания и увеличения срока службы деталей используют рациональные конструкции опор трения, уменьшают шероховатость поверхностей контакта, применяют жидкие и твердые смазки, подбирают материалы трущихся пар и способы их упрочнения применительно к условиям изнашивания.

6.2. Классификация видов изнашивания

Наиболее общим видом изнашивания является механическое изнашивание в результате механических воздействий. Различают следующие основные разновидности механического изнашивания в зависимости от характера механического воздействия (ГОСТ 27674–88):

- *абразивное* (результат режущего или царапающего действия свободных или закрепленных твердых частиц);
- *адгезионное* (изнашивание в результате схватывания, глубинного вырывания материала, перенос его с одной поверхности на другую);
- *усталостное* (результат многократного деформирования участков поверхности контакта твердых тел);
- *эрозионное* (под действием потоков твердых частиц, жидкости или газа, движущихся с большими скоростями);
- *кавитационное* (результат многочисленных микрогидравлических ударов, воспринимаемых поверхностью твердого тела, когда вблизи нее захлопываются пузырьки воздуха или пара жидкости).

Потоки жидкости или газа со взвешенными абразивными частицами являются причиной *гидро- и газоабразивного* изнашивания.

Кроме перечисленных, различают еще изнашивание при фреттинге, которое происходит в болтовых и заклепочных соединениях и других деталях, находящихся в подвижном контакте, *коррозионно-механическое* и *электроэрозионное*. Два последних вида изнашивания возникают в случаях, когда воздействие от механического изнашивания осложняется действием окислительной среды или электрического тока соответственно. В процессе изнашивания происходит деформирование

и разрушение микрообъемов поверхности металла с последующим их отделением в виде частиц.

Для машиностроения наиболее важно исключить изнашивание твердых тел при абразивном или адгезионном воздействии, когда два тела соприкасаются под действием нагрузок или рабочая поверхность находится в контакте с твердыми частицами. Изнашивание развивается на контактной поверхности под действием сил трения.

При механических видах изнашивания металлических материалов основным первичным процессом, обуславливающим возникновение износа, является упругопластическая деформация поверхностных слоев материалов, приводящая к возникновению в поверхностных слоях большого количества дефектов кристаллического строения (точечных дефектов, дислокаций, дефектов упаковки, двойников), сильной фрагментации зерен, возникновению текстуры металла, а также к образованию ультрамелкокристаллической структуры с размером кристаллитов 0,01–1,0 мкм. Накопление дефектов кристаллического строения и взаимодействие их между собой приводят к возникновению в поверхностном слое материалов многочисленных субмикроскопических трещин, развитие которых в конечном итоге обуславливает отделение фрагментов материала — продуктов изнашивания (частиц износа).

6.3. Структурные превращения металлов при трении

Деформация металла в зоне контакта сопровождается выделением тепла, вследствие чего поверхностные слои нагреваются. Температура нагрева определяется интенсивностью выделения тепла и скоростью отвода его из зоны трения. Интенсивность тепловыделения в отдельном пятне касания определяется из соотношения $g = fPv/(AJ)$, где f — коэффициент трения; P — нормальная нагрузка; v — скорость скольжения; A — площадь пятна; J — механический эквивалент тепла. При трении различают:

- температуру на единичном пятне контакта (температуру вспышки);
- среднюю температуру поверхности;
- среднюю объемную температуру;
- предельную суммарную температуру на поверхности трения.

На пятнах фактического контакта, размеры которых порядка 1–10 мкм, возникают температурные вспышки (импульсы) длительностью 10^{-4} – 10^{-8} с. Температура вспышки может достигать температуры плавления контактирующих металлов. Температура вспышки оказывает большое влияние на возникновение и развитие трибохимических реакций между поверхностью металла и окружающей средой. Расчет и экспериментальное измерение температуры вспышки весьма сложны.

Средняя температура поверхности характеризует температурные условия в объемах и на участках поверхности, соизмеримых по величине с размером зерен (порядка 10–100 мкм). Объемная температура характеризует температурные условия в объемах поверхностного слоя материала размером 0,1–1,0 мм и более. Объемную температуру определяют экспериментально с помощью микротермопар.

Предельная температура на поверхности трения t_{Σ} определяется как сумма температуры вспышки $t_{\text{вс}}$ и средней температуры поверхности: $t_{\Sigma} = t_{\text{вс}} + t_{\text{ср}}$.

Большое количество дефектов кристаллического строения в поверхностных слоях трущихся тел, а также повышенные температуры обуславливают интенсивное развитие диффузионных процессов, приводящих к изменению структуры, химического и фазового состава материалов. Физико-химическое взаимодействие поверхности металла с окружающей средой приводит к образованию пленок так называемых вторичных структур.

Вторичные структуры, например оксиды, обладая высокой прочностью, теплостойкостью, пониженной теплопроводностью, хорошо защищают поверхность основного материала от разрушения и способствуют развитию нормального изнашивания.

Если пленки вторичных структур обладают повышенной хрупкостью, они тем самым интенсифицируют изнашивание. Установлено, например, что насыщение поверхности трения титановых сплавов, сталей и других металлических материалов водородом при трении в водородсодержащих средах (вода, авиационное топливо, некоторые типы смазок, глицерин и др.), а также в паре с деревом, пластмассами вызывает резкое охрупчивание поверхностного слоя. Интенсивное выкрашивание хрупкого наводороженного слоя металла способствует развитию особого вида ускоренного изнашивания поверхности трения, получившего название водородного износа.

Диффузионные процессы в микрообъемах металла, примыкающих непосредственно к поверхности трения или к пленкам вторичных структур, могут приводить к значительным структурным изменениям в этих микрообъемах. Так, фрикционный нагрев способствует протеканию в поверхностном слое процессов отпуска, возврата и рекристаллизации, что приводит к разупрочнению поверхности, снижению ее несущей способности, усилению схватывания. В тяжелых условиях трения (высокие скорости и давления, отсутствие смазки), когда имеет место интенсивный фрикционный нагрев, в поверхностном слое стали может происходить полиморфное $\alpha \rightarrow \gamma$ превращение. Возникает так называемый аустенит трения, обладающий в некоторых случаях повышенной устойчивостью, он может сохраняться в структуре после охлаждения до комнатной и более низких температур. Это объясняется высоким уровнем его легированности, а также стабилизирующим влиянием деформационного и фазового наклепа.

6.4. Кинетика процессов изнашивания

Кинетика процессов изнашивания в общем случае описывается трехстадийной кривой зависимости износа в функции времени. Если отложить по оси абсцисс время τ работы пары трения (рис. 6.5), а по оси ординат — износ U , то получим кривую изнашивания детали во времени. Тангенс угла наклона α , образованного осью абсцисс и касательной к кривой в произвольной точке, определяет скорость изнашивания в данный момент времени.

Работа трущегося сопряжения обычно характеризуется тремя типичными стадиями (рис. 6.5, а): I — начальное изнашивание, наблюдаемое при приработке поверхностей изнашивания; II — установившееся изнашивание, наблюдаемое при нормальной эксплуатации соединения; III — катастрофическое изнашивание, характеризующееся резким возрастанием скорости изнашивания.

Приработка происходит в течение непродолжительного времени, наблюдается быстрое изнашивание выступов на поверхности контакта, выделяется теплота, происходят физико-химические изменения поверхности и уменьшается шероховатость. Создающийся к концу приработки новый микрорельеф может быть больше или меньше

начальной шероховатости, причем более грубые поверхности в процессе приработки выглаживаются, а гладкие становятся более грубыми. Площадь фактического контакта при этом изменяется, коэффициент трения и температура в зоне контактов (объемная) снижаются. Микротвердость поверхностей трения к концу приработки стабилизируется независимо от их начального состояния. За время приработки происходит переформирование поверхности, изменение ее физико-механических свойств и формирование вторичной структуры. По мере того как структура и рельеф на поверхности материалов становятся оптимальными для данных условий трения, скорость их изнашивания снижается до минимальных значений.

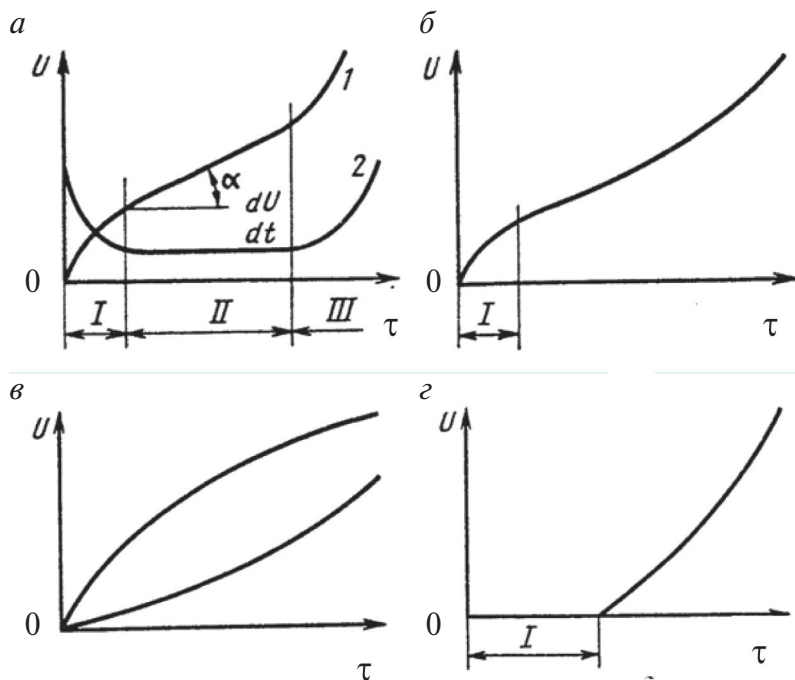


Рис. 6.5. Кинетика изнашивания при различных видах износа (описание а-г см. в тексте)

В результате приработки трибосистема переходит в состояние, для которого характерны относительное постоянство условий трения и скорости изнашивания, максимальная несущая способность и замедленное изнашивание. Коэффициент трения при этом практически не изменяется. Процесс установившегося изнашивания состоит

в деформировании, разрушении и непрерывном воссоздании на отдельных участках поверхностного слоя со стабильными свойствами, устанавливается динамическое равновесие между процессами упрочнения и разупрочнения, образования новых структур и их разрушения. В поверхностных слоях материалов сохраняются образовавшаяся в период приработки оптимальная структура и соответствующий ей рельеф. Износостойкость деталей машин в период установившегося изнашивания, а также время наступления периода катастрофического изнашивания (III) в сильной степени зависят от характера рельефа и структуры, образовавшихся на поверхности материалов в период приработки. Поэтому важно уметь управлять процессами формирования рельефа и структуры на поверхности деталей машин в начальный период изнашивания, т. е. в период приработки.

Период катастрофического изнашивания наступает вследствие изменения зазоров в трущихся сопряжениях, нарушения установившейся геометрии контакта или в результате изменений режима работы узла трения. Динамическое равновесие между процессами упрочнения и разупрочнения, существовавшее в течение периода установившегося изнашивания, нарушается. Происходит снижение уровня прочности и несущей способности поверхности материалов, которое обуславливает развитие катастрофических видов изнашивания — схватывания, микрорезания. Для предотвращения схватывания применяют смазочные материалы и оксидные пленки на трущихся поверхностях. При разрушении пленок смазочных материалов или оксидов происходит схватывание.

Кривая 2 на рис. 6.5, *а* характеризует скорость изнашивания. Кривая на рис. 6.5, *б* соответствует случаю, когда после окончания приработки постепенно накапливаются факторы, ускоряющие изнашивание, в силу чего отсутствует установившийся период. Кривые на рис. 6.5, *в* соответствуют случаям, когда отсутствует приработка и период установившегося изнашивания наступает сразу с начала работы. Приведенные кривые различаются зависимостями изменения скорости от времени. Эти закономерности изнашивания характерны для условий абразивного износа, при работе инструмента и рабочих органов машин. Им, например, «подчиняется» износ резца по задней грани или лезвия лемеха плуга по ширине задней фаски. Подобным образом могут изнашиваться и некоторые элементы машин, например цепные передачи сельскохозяйственных машин. Кривая изнашивания

на рис. 6.5, *з* относится к деталям, находящимся под действием контактных напряжений, причем эти детали работают длительное время практически без истирания. Начавшееся усталостное выкрашивание поверхностных слоев усиливается действием продуктов разрушения.

6.5. Требования, предъявляемые к износостойким материалам

Наиболее простым и в большинстве случаев адекватным критерием износостойкости применительно к углеродистым и легированным конструкционным и инструментальным сталям при условии сочетания с кондиционной структурой служит исходная твердость. Этот критерий применим не только для условий абразивного изнашивания, но также усталостного и эрозионно-кавитационного.

Износостойкость в отожженном и особенно в закаленном состоянии имеет сильно выраженную зависимость от концентрации углерода в мартенсите. Таким образом, к износостойким относятся стали, соответствующие требованию высокой исходной твердости (и прочности), прежде всего инструментальные и подшипниковые, а также малоуглеродистые стали после цементации или нитроцементации.

Опыт показал, что требование определенного минимального уровня твердости служит важным критерием износостойкости стали. Однако при повышенной нагрузке на узел трения и с увеличением ресурса машины этого недостаточно. Твердость металла является не единственным фактором, определяющим влияние термической обработки на износ. Возникает необходимость в дополнительной критерии, характеризующем деформируемость металла, так как одновременно с высокой твердостью нужен еще некоторый запас пластичности. Так как пластическая деформация при трении приводит к наклепу, то сплав может работать в тяжелых условиях на трение, пока не исчерпается его способность к дальнейшей пластической деформации, т. е. пока сохраняется способность материала приобретать деформационное упрочнение без разрушения. Таким образом, для оценки износостойкости материала следует принимать во внимание обе характеристики — твердость и запас пластичности.

Поскольку стало очевидно, что ни твердость, ни другие механические характеристики в отдельности не могут быть адекватными крите-

риями для оценки износостойкости, предпринимались попытки предложить комплексные критерии износостойкости, которые включали характеристики твердости (прочности) до изнашивания и показатели пластичности. Сорокин Г. М. с сотрудниками предложили, например, критерий износостойкости, включающий кроме твердости величину относительного удлинения. По его данным, неоднозначность влияния твердости на износостойкость ярко проявляется на примере ударно-абразивного изнашивания. В зависимости от характера разрушения твердость принципиально различно влияет на износостойкость: в вязкой области повышение твердости либо не влияет на износостойкость, либо при больших энергиях удара увеличивает ее, а в хрупкой области с повышением твердости износостойкость даже снижается.

Износостойкие материалы в общем случае должны обладать кроме твердости высокими прочностью, сопротивлением усталостному разрушению, вязкостью разрушения, теплопроводностью и способностью к образованию при трении устойчивых пленок вторичных структур. Последнее качество обусловлено тем, что в период установившегося изнашивания износостойкость обеспечивается прежде всего вторичной структурой, формирующейся на рабочей поверхности в результате физико-химических изменений, которые происходят в процессе приработки.

При наличии агрессивных сред, повышенных температур и действия других физических и химических факторов, снижающих прочность поверхности, сопротивление изнашиванию зависит от коррозионной стойкости материала, его теплостойкости и других свойств.

Как уже говорилось, в практике наиболее часто при оценке сопротивления изнашиванию материалов используется их исходная твердость, однако в последнее время все чаще принимается во внимание способность рабочей поверхности к упрочнению в процессе изнашивания. Сравнительная оценка износостойкости сталей с различным типом структуры производится в этом случае по величине эффективной микротвердости $H_{\text{эф}}$, которая складывается из исходной микротвердости H_0 и прироста этой величины ΔH , обусловленного деформационным упрочнением поверхности в процессе изнашивания ($H_{\text{эф}} = H_0 + \Delta H$). Эта характеристика рассматривается не только как показатель способности поверхности к упрочнению, но и как интегральный критерий способности выдерживать многократную деформацию до разрушения.

В случае использования сталей аустенитного класса показатель исходной твердости принципиально неприменим для оценки сопротивления абразивному изнашиванию. При примерно равной исходной твердости (220 НВ) нормализованная сталь 45 имеет значительно меньшую абразивную износостойкость по сравнению с закаленной сталью 110Г13Л и на порядок меньшую кавитационную стойкость, чем метастабильная аустенитная сталь 30Х10Г10 вследствие существенно меньшей способности к деформационному упрочнению первой стали. В этом случае необходимо использовать величину эффективной микротвердости поверхности изнашивания.

6.6. Повышение сопротивления изнашиванию

Трение в машинах и механизмах обычно является нежелательным процессом, потому что его неизменным результатом является потеря (рассеяние) энергии (повышение температуры) и износ материала (разрушение поверхности).

Молекулярно-механическая (адгезионно-деформационная) теория трения предопределяет два направления повышения износостойкости материала:

- увеличение исходной твердости контактных поверхностей;
- снижение прочности адгезионной связи между элементами пары трения.

Повышение твердости направлено на то, чтобы затруднить пластическую деформацию и исключить микрорезание поверхностей трения, обеспечив по возможности упругое деформирование участков контакта.

Поверхностное упрочнение. Поверхностная пластическая деформация (ППД) — это обработка деталей давлением (без снятия стружки), при которой пластически деформируется только их поверхностный слой.

По характеру взаимодействия инструмента с деталью методы ППД подразделяются на статические и ударные.

Статическая ППД осуществляется перемещением инструмента вдоль обрабатываемой поверхности с постоянной или закономерно изменяющейся силой деформирования F или глубиной внедрения h .

В зоне контакта инструмента с деталью образуется область пластического течения — очаг деформации, размеры которого зависят от технологических факторов. При перемещении инструмента последовательно деформируется поверхностный слой детали.

В этом случае поверхностное упрочнение обеспечивается такими известными технологическими приемами, как накатывание (обкатывание стальным шариком или роликом) и алмазным выглаживанием оправкой с впаянным в рабочей части алмазом (твердым сплавом).

Ударная ППД осуществляется нанесением инструментом случайных распределенных или регулярных ударов по детали. Размеры очага деформации зависят от кинетической энергии, сообщаемой инструменту. Обработку ведут так, чтобы пластические отпечатки покрыли обрабатываемую поверхность с определенной степенью перекрытия.

В этом случае преимущественное применение нашел дробеструйный наклеп за счет кинетической энергии потока чугунной или стальной дроби. Поверхностное пластическое деформирование имеет ряд преимуществ:

- повышает плотность дислокаций в упрочненном слое;
- повышает величину твердости поверхности;
- уменьшает величину шероховатости поверхности;
- повышает износостойкость деталей;
- возрастает сопротивление схватыванию;
- увеличивается предел выносливости вследствие создания благоприятных сжимающих остаточных напряжений в поверхностном слое;
- плавное снижение микротвердости от поверхности вглубь изделия.

Эти преимущества методов ППД обеспечивают повышение износостойкости, запасы прочности деталей, работающих при переменных нагрузках, контактной выносливости и других эксплуатационных свойств обрабатываемых деталей на 20—50 %, а в некоторых случаях — в 2—3 раза.

Говоря о способах поверхностного упрочнения, следует иметь в виду и весьма действенные методы, основанные на использовании теплового воздействия — это специальные приемы термической обработки (поверхностная закалка, лазерная и плазменная обработка), а также комбинированные методы, основанные на использовании технологий химико-термической обработки.

Снижение прочности адгезионной связи. Это нужно для предупреждения схватывания металлических поверхностей. Наиболее эффектив-

но это достигается разделением поверхностей трения жидким, твердым (иногда газовым) смазочным материалом.

При использовании жидкой смазки, когда поверхности деталей разделены несущим гидродинамическим слоем, коэффициент трения минимален (0,005–0,01) и износ практически отсутствует.

Твердая смазка обеспечивает более высокий коэффициент трения (0,02–0,15). Она незаменима для узлов трения, способных работать в вакууме, высокой температуре. Широко применяются графит, дисульфид молибдена (MoS_2).

6.7. Фрикционное упрочнение

Исследованию фрикционного поверхностного воздействия на стали и сплавы посвящен ряд известных работ фундаментального характера. При этом в этих исследованиях большей частью затрагивались вопросы, связанные с влиянием подобной обработки на показатели износостойкости материалов. Вместе с тем несомненный интерес могут представлять сведения, касающиеся поверхностной фрикционной обработки пружинных материалов, работающих в специфических условиях нагружения. При этом применительно к упругим элементам, используемым в точном приборостроении, речь обычно идет о пружинных изделиях, изготовленных из ленточных или проволочных заготовок, имеющих малые габариты и характеризующихся тонким сечением.

Пружинные сплавы обычно являются высокопрочными материалами, поскольку способны воспринимать и передавать значительные силовые нагрузки, при этом возможность накопления остаточной деформации исключается. Подобное качество особенно важно для пружин, используемых для точных приборов, прецизионных измерительных устройств. Кроме того, такие изделия обычно эксплуатируются в условиях преобладающего воздействия крутящих и изгибных нагрузок. При такой схеме нагружения максимальные напряжения возникают на поверхности упругих элементов, что диктует необходимость применения таких высокопрочных материалов, которые характеризуются повышенным сопротивлением пластической деформации поверхностных участков.

Одним из способов поверхностного упрочнения является фрикционная обработка в режиме трения скольжения. При таком нагружении создается сложная схема напряженного состояния — при высоком давлении помимо сдвиговой деформации, осуществляемой скольжением и двойникованием, может развиваться также ротационная (поворотная) деформация. Показано, что это приводит к очень сильной пластической деформации, сопровождающейся не только аномально высоким фрагментированием зерен, но и их кристаллографическим разворотом с высокоугловой разориентацией. В результате в поверхностном слое стальных изделий возникают ультрадисперсные, в том числе и нанокристаллические структуры. Наличие у возникающих в зоне фрикционного контакта структур особых свойств (высокой твердости, повышенной устойчивости к разупрочнению при отпуске и фрикционной теплостойкости) позволяет рассматривать такую упрочняющую обработку в качестве перспективного способа улучшения эксплуатационно важных характеристик упругих материалов.

В качестве пружинных материалов, для которых может быть применимым метод поверхностного пластического деформирования, следует выделить так называемые пружинные стали общего назначения. К этому типу принято относить преимущественно углеродистые и легированные стали перлитного класса (обрабатываемые патентированием в сочетании с холодным волочением) и мартенситного класса (подвергаемые закалке с отпуском). Кроме того, самостоятельный интерес могут представлять также стали и сплавы, в которых оказывается возможным реализация эффектов, основанных на изменении фазового состояния в ходе фрикционного нагружения. В частности, при трении следует ожидать стимулирование полиморфного превращения в тех сплавах аустенитного класса, которые способны испытывать фазовый переход $\gamma \rightarrow \alpha$ в ходе пластической деформации.

Объектами исследования служили пружинные стали двух структурных типов: сталь 12X17H8Г2СМФ (ЗИ126), относящаяся к классу аустенитных сталей с метастабильной γ -фазой, а также сталь 70С2ХА, являющаяся характерным представителем класса мартенситных сталей.

Исследование обеих сталей было выполнено на плющеной ленте. При этом образцы аустенитной стали были получены из холоднодеформированной проволоки, предварительно закаленной от 1070 °С на пересыщенный γ -твердый раствор. Завершающей операцией термомеханического упрочнения стали служило деформационное ста-

рение при 470 °С. В свою очередь ленточные заготовки мартенситной стали после плющения патентированной проволоки подвергались закалке от 860 °С (с охлаждением в масле) и заключительному отпуску при 400 °С.

Обработка трением проводилась по схеме «скользящий индентор—неподвижная заготовка». При этом использовались твердосплавные (ВК-8) инденторы двух геометрических типов: цилиндрической формы (рис. 6.6, *а*) и с полусферической рабочей частью (рис. 6.6, *б*).

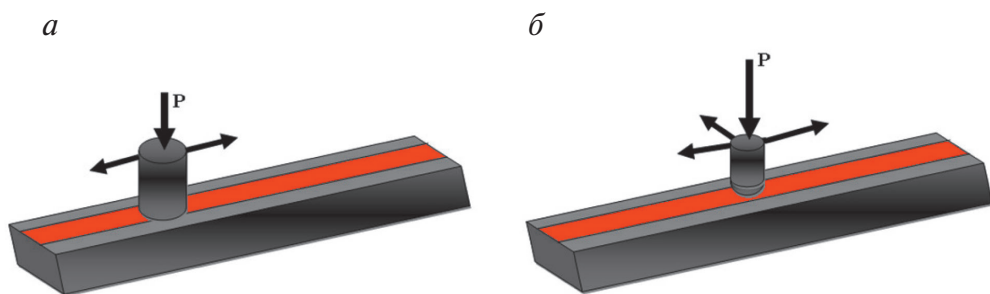


Рис. 6.6. Схема фрикционного упрочнения ленточных образцов методом «скользящий индентор—неподвижная заготовка»:

а — индентор цилиндрической формы для аустенитных сталей; *б* — индентор полусферической формы для мартенситной стали

Основные результаты структурного анализа и определения механических свойств пружинных сталей мартенситного и аустенитного типа сводятся к следующему.

Рентгенографический анализ показал, что поверхностная фрикционная обработка закаленной плющенной ленты стали 70C2ХА приводит к снижению степени тетрагональности мартенсита. Тем самым трение способствует динамическому распаду пересыщенного α -твердого раствора (мартенсита). В метастабильной аустенитной стали ЗИ-126, подвергнутой холодному деформированию (волочению + плющению), последующая поверхностная фрикционная обработка активизирует процесс образования мартенсита деформации вследствие развития полиморфного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения. Показано, что фрикционная обработка холоднодеформированной аустенитной стали приводит к ослаблению текстуры прокатки.

Электронно-микроскопическое исследование тонких фольг (рис. 6.7) позволило заключить, что деформация трением сталей обоих струк-

турных типов: мартенситного и аустенитного — способствует формированию в поверхностном слое плющенной ленты глубиной до 10 мкм сильно фрагментированной микроструктуры, по размерам приближающейся к нанометрическому масштабу. Такое структурное состояние сохраняется при заключительной термической обработке — стандартных режимах отпуска (старения) данных сталей.

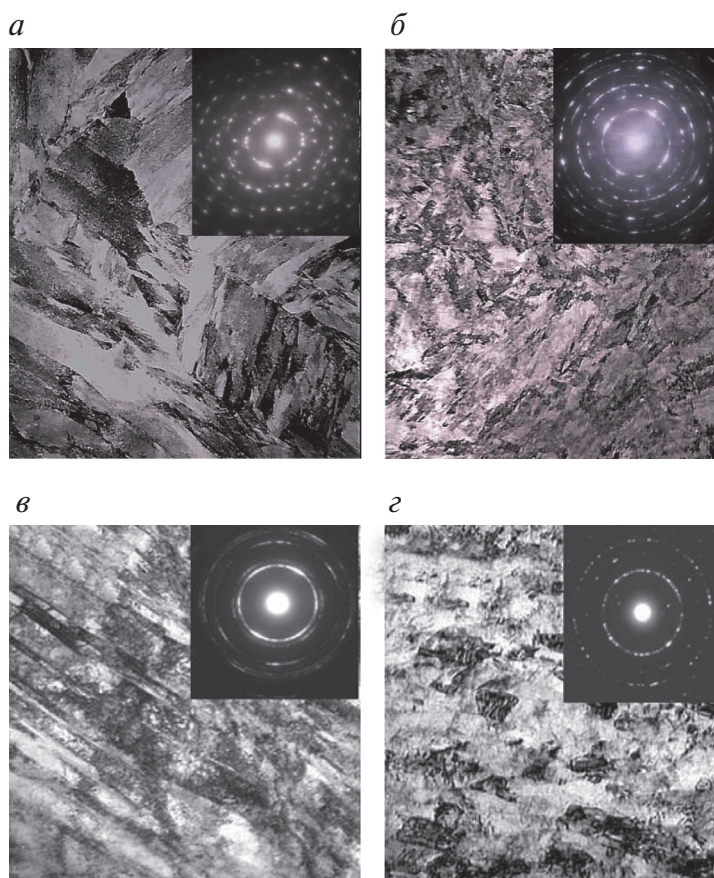


Рис. 6.7. Структура ленточных образцов сталей 70C2XA (*а, б*) и 31126 (*в, з*), $\times 30000$:

а — после закалки от 860 °С; *б* — после дополнительного деформирования трением;
в — после предварительной деформации (волочение + плющение); *з* — после дополнительного деформирования трением

Механические свойства. Фрикционная обработка способствует деформационному упрочнению и возрастанию сопротивления усталостному нагружению, при этом показатели микротвердости $HV_{0,5}$ и условного предела упругости $\sigma_{0,03}$ повышаются на 20–50 %, однако более

заметно возрастает усталостная стойкость (почти в 2–3 раза). Одновременно наблюдается снижение сопротивления стали повторному нагружению с обратным знаком (эффект Баушингера). При этом характеристики вязкости (число знакопеременных гибов) сохраняются на достаточно высоком уровне (30–32). Дополнительная обработка трением благоприятно влияет на уровень релаксационной стойкости.

Использованная ранее методика обработки трением по схеме «скользящий индентор—неподвижная заготовка» имеет свои особенности: а) возникает необходимость в последовательном деформировании закрепленного образца сначала с одной поверхности, а затем с другой; б) длина обрабатываемой поверхности ленточного образца лимитируется рабочим ходом индентора.

В этой связи была разработана модель нагружения по схеме «скользящая заготовка—неподвижный индентор», позволяющая обеспечивать деформирование за счет трения путем протягивания ленточной заготовки между двумя инденторами-валками, рабочая часть которых представляет собой цилиндрическую поверхность радиусом R (рис. 6.8). При этом нижний индентор является жестко закрепленным, а верхний способен испытывать вертикальное перемещение.

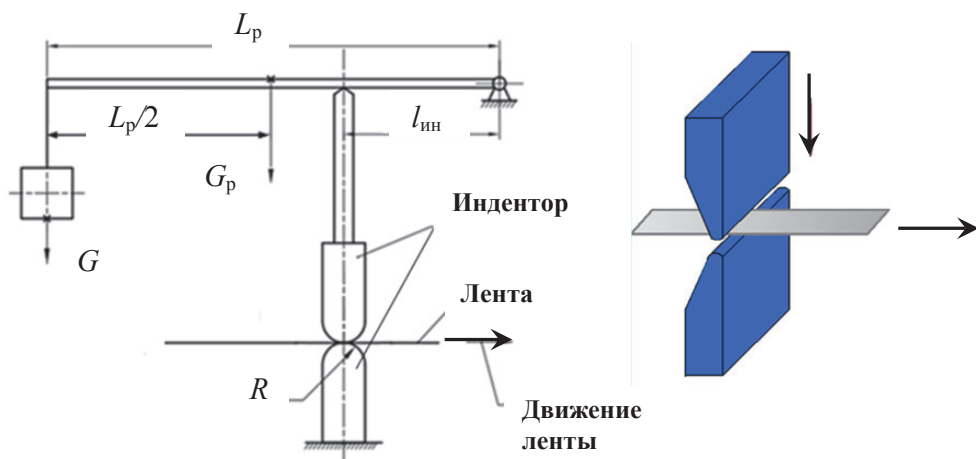


Рис. 6.8. Схема установки для поверхностной фрикционной обработки

Необходимая сила в месте контакта F между инденторами создается с помощью рычага, на котором размещается определенный груз G . Из уравнения равновесия величина G может быть определена выражением

$$G = \frac{1}{9,81} \frac{l_{\text{ин}}}{L_p} \cdot F - \frac{1}{2} G_p,$$

где $l_{\text{ин}}$ — расстояние от оси индентора до оси опоры рычага; L_p — рабочая длина рычага; G_p — вес рычага.

Использование предложенной схемы фрикционного деформирования потребовало проведения опытов по отысканию оптимальных условий обработки ленточных образцов с учетом влияния различных воздействующих факторов. Для этого был использован метод планирования эксперимента. Опыты были проведены на плющенной ленте, изготовленной из аустенитной стали.

В качестве функции отклика y использовался такой показатель, как микротвердость $HV_{0,5}$. Воздействующими факторами являлись соответственно сила в зоне контакта $F(x_1)$ с учетом веса груза G , число проходов через инденторы $n(x_2)$ и радиус закругления индентора $R(x_3)$.

После расчетов коэффициентов регрессии линейная функция отклика имеет вид

$$HV_{0,5} = 430 + 22,4 x_1 + 5,4 x_2 - 42,6 x_3 - 13,7 x_1 x_3.$$

Оценка характера и степени воздействия рассматриваемых факторов показывает, что наиболее сильно влияющим параметром (с обратным знаком) является радиус инденторов $R(x_3)$. Следующим по эффективности оказывается действующая сила в зоне контакта $F(x_1)$ и наименее влияющим представляется число проходов $n(x_2)$. Следует также считаться со значимым влиянием парного взаимодействия указанных более сильных факторов $x_1 x_3$.

Выявленное ранжирование факторов дает возможность скорректировать рассмотренные параметры и построить более рациональную схему технологического процесса. Как видно, без заметного снижения эффективности деформационного наклепа можно свести количество проходов до приемлемого уровня, что позволит повысить производительность установки.

Таким образом, возможность формирования при трении высокопрочных и теплостойких нанокристаллических структур в поверхностных слоях пружинных сталей позволяет рассматривать упрочняющую фрикционную обработку в качестве перспективного способа улучшения эксплуатационно важных характеристик таких изделий.

6.8. Влияние поверхностно-активных веществ. Эффект Ребиндера

Довольно часто случается, что металлическое изделие в процессе работы соприкасается своей поверхностью с газовой или жидкой фазами. В результате воздействия окружающей среды может происходить существенное изменение механических свойств (прочности, пластичности, износоустойчивости и т. д.) металлических материалов. Такие эффекты, вызванные влиянием среды, широко распространены и проявляются в разнообразной форме. В их основе лежат различные физико-химические процессы, протекающие на поверхности материала и в его объеме. В зависимости от того, какой процесс оказывается ведущим, принято выделять две группы эффектов, наблюдаемых при взаимодействии металла с окружающей средой.

К первой группе относятся эффекты, вызванные протеканием необратимых процессов. К ним причисляют разные формы коррозии, связанные с развитием химических и электрохимических реакций. Коррозия часто не изменяет механических свойств металла, а приводит к постепенному и равномерному уменьшению размеров нагруженной детали. Например, подобная картина наблюдается при растворении металла вследствие электрохимической коррозии. В результате уменьшения размеров детали напряжения, действующие в опасном сечении, растут (из-за уменьшения сечения). Когда они превысят допустимый предел, произойдет преждевременное разрушение изделия. В ряде случаев неблагоприятное влияние коррозионного воздействия среды сводится главным образом к образованию на поверхности локальных очагов поражения (питтингов, трещин), играющих роль концентраторов напряжений.

Эффекты второй группы вызываются в основном обратимыми физико-химическими процессами, приводящими к понижению свободной поверхностной энергии металла. Такие эффекты, как правило, способствуют заметному изменению самих механических свойств материала. Понижение прочности, облегчение деформации и разрушения металлов вследствие обратимого физико-химического воздействия среды называется эффектом Ребиндера. Это явление названо по имени академика П. А. Ребиндера, который в 1928 году открыл и впервые из-

учил его. Эффект Ребиндера может проявляться на любых твердых телах, в том числе и на металлах.

Свободную поверхностную энергию твердых тел можно понизить различными способами. Однако наиболее существенно это удастся сделать путем контакта с жидкой средой, близкой к данному материалу по своей молекулярной природе, и адсорбцией так называемых поверхностно-активных веществ (ПАВ) из окружающей среды или из объема самого материала. Поверхностно-активные вещества — это химические соединения, которые, концентрируясь на поверхности раздела термодинамических фаз, вызывают снижение поверхностного натяжения.

Если происходит изменение механических свойств, вызванное понижением свободной поверхностной энергии вследствие адсорбции, то этот эффект называется адсорбционным понижением прочности.

Наиболее важные формы проявления эффекта Ребиндера состоят в следующем:

1. *Пластифицирование* — уменьшение предела текучести и коэффициента упрочнения при деформировании. Подобные изменения, например, могут наблюдаться при пластической деформации олова, алюминия, свинца в растворах органических поверхностно-активных веществ. Указанная особенность в поведении деформированных металлов позволяет выделить некоторые области технического использования эффекта Ребиндера. В частности, пластифицирующее влияние органических поверхностно-активных сред используют при обработке металлов давлением — вытяжке, прокатке, штамповке, волочении. Широко применяются поверхностно-активные вещества в процессах обработки металлов резанием, что особенно улучшает и облегчает механическую обработку высокопрочных и труднообрабатываемых материалов.

2. *Возникновение хрупкости* — резкое снижение прочности и пластичности. Такое воздействие обычно оказывают жидкие среды, родственные данному материалу по химическому составу и структуре. Для металлов таковыми являются определенные жидкие металлы. Скажем, латуни и цинк становятся хрупкими в присутствии ртути, медь — в расплаве висмута. Так, в присутствии капельки ртути цинковый лист хрупко разрушается уже при небольшом усилии (рис. 6.9).

Для проявления эффекта Ребиндера необходимо не только контактирование металла с жидкой (или газообразной) адсорбционно-актив-

ной средой. Важным условием является также наличие в образце растягивающих напряжений. Действие же среды на ненапряженный образец обычно не приводит к изменению механических свойств. Вместе с тем форма и проявление эффекта Ребиндера зависят от интенсивности межатомного взаимодействия соприкасающихся фаз, величины напряжений, скорости деформации и температуры.

Термодинамически данное явление обусловлено уменьшением работы образования новой поверхности при деформации в результате понижения свободной поверхностной энергии металла под влиянием окружающей среды. При контакте адсорбционно-активного вещества с металлической поверхностью существенно облегчается разрыв межатомных связей в металле и создаются благоприятные условия для зарождения трещины. Возникшая трещина затем сравнительно быстро распространяется, так как атомы активного вещества, отличаясь высокой диффузионной подвижностью, устремляются к свежей поверхности, способствуя дальнейшему развитию трещины. На рис. 6.10 показана схема трещины, к вершине которой поступают атомы адсорбционно-активного расплава.

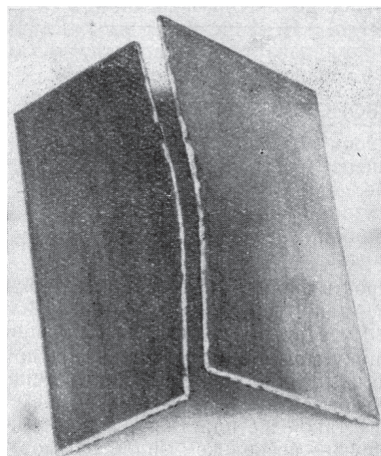


Рис. 6.9. Разрушение изогнутой цинковой пластинки после нанесения капелек ртути

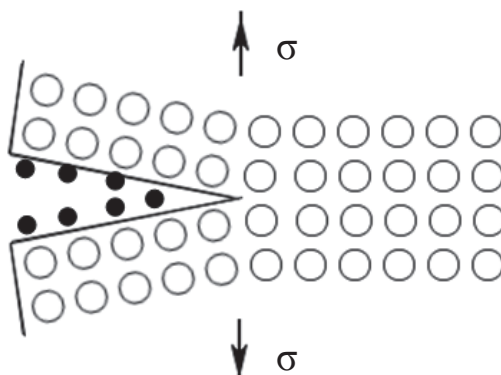


Рис. 6.10. Схема вершины трещины разрушения:

• — атомы адсорбционно-активного вещества

Поверхностно-активные вещества представляют собой такие вещества, которые способны накапливаться на поверхности раздела фаз. Они в приповерхностном слое образуют зону с повышенной концентрацией атомов — адсорбционный слой. В общем случае любое вещество при определенных условиях может проявить поверхностную активность, т. е. адсорбироваться под действием межатомных сил на поверхности, понижая ее свободную энергию. Однако поверхностно-активными принято называть лишь такие вещества, адсорбция которых из растворов уже при весьма малых концентрациях (десятые и сотые доли процента) приводит к резкому уменьшению поверхностного натяжения.

Типичными представителями активных сред являются органические соединения так называемого дифильного строения, т. е. содержащие в молекуле атомные группы, сильно отличающиеся по интенсивности взаимодействия с окружающей средой (например, с водой). К их числу относятся карбоновые кислоты, их соли, эфиры полиэтиленгликолей и другие вещества.

Библиографический список

Гольдштейн М. И. Металлофизика высокопрочных сплавов : учеб. пособие / М. И. Гольдштейн, В. С. Литвинов, Б. М. Бронфин. М. : Metallurgia, 1986. 312 с.

Горелик С. С. Рекристаллизация металлов и сплавов / С. С. Горелик, С. В. Добаткин, Л. М. Капуткина. М. : МИСиС, 2005. 432 с.

Гуляев А. П. Металловедение : учебник для вузов / А. П. Гуляев. М. : Metallurgia, 1977. 648 с.

Золоторевский В. С. Механические свойства металлов : учебник для вузов / В. С. Золоторевский. М. : Metallurgia, 1983. 352 с.

Лахтин Ю. М. Материаловедение : учебник для вузов / Ю. М. Лахтин, В. П. Леонтьева. М. : Машиностроение, 1990. 528 с.

Мальцева Л. А. Материаловедение : учеб. пособие / Л. А. Мальцева, М. А. Гервасьев, А. Б. Кутын. Екатеринбург : ГОУ ВПО УГТУ-УПИ, 2006. 280 с.

Материаловедение : учеб. пособие / Л. В. Тарасенко, С. А. Пахомова, М. В. Унчикова, С. А. Герасимов. М. : ИНФРА-М, 2012. 475 с.

Материаловедение : учебник для вузов / Б. Н. Арзамасов [и др.]. М. : Машиностроение, 1986. 384 с.

Новиков И. И. Кристаллография и дефекты кристаллического строения : учебник для вузов / И. И. Новиков, К. М. Розин. М. : Metallurgia, 1990. 336 с.

Новиков И. И. Теория термической обработки металлов : учебник для вузов / И. И. Новиков. М. : Metallurgia, 1986. 480 с.

Полухин П. И. Физические основы пластической деформации : учеб. пособие / П. И. Полухин, С. С. Горелик, В. К. Воронцов. М. : Metallurgia, 1982. 584 с.

Счастливцев В. М. Физические основы металловедения / В. М. Счастливцев, В. И. Зельдович. Екатеринбург : УрО РАН, 2015. 224 с.

Физическое металловедение : учебник для вузов / С. В. Грачев, В. Р. Бараз, А. А. Богатов, В. П. Швейкин. Екатеринбург : Изд-во УГТУ, 2009. 548 с.

Оглавление

Предисловие	3
Глава 1. Деформационное упрочнение материалов	5
1.1. Теоретическая и реальная прочность материалов	5
1.2. Дислокационный механизм упрочнения материалов	7
1.2.1. Сопротивление решетки движению дислокаций.....	8
1.2.2. Сопротивление скольжению со стороны других дислокаций.....	8
1.2.3. Влияние примесных атомов (твердорастворное упрочнение)	9
1.2.4. Влияние частиц выделения (дисперсионное упрочнение)	13
1.2.5. Влияние дефектов упаковки	15
1.2.6. Влияние границ зерен (зернограничное упрочнение)	16
1.3. Прочность и плотность дислокаций.....	17
1.4. Виды деформации	20
1.4.1. Упругая деформация	20
1.4.2. Пластическая деформация	26
1.4.2.1. Деформация скольжением.....	27
1.4.2.2. Деформация двойникованием.....	31
1.5. Структура деформированных металлов и сплавов	34
1.6. Изменение механических и физических свойств	40
1.6.1. Механические свойства.....	40
1.6.2. Физические свойства.....	43
Глава 2. Структурные изменения при нагреве деформированного материала	45
2.1. Возврат.....	46
2.2. Рекристаллизация	49

2.2.1. Первичная рекристаллизация.....	49
2.2.2. Температура рекристаллизации.....	53
2.2.3. Собирательная рекристаллизация	55
2.2.4. Вторичная рекристаллизация	56
2.2.5. Величина рекристаллизованного зерна.....	58
2.3. Изменение свойств при нагреве деформированного материала.....	62
2.4. Горячая пластическая деформация	64
2.4.1. Структурные изменения сплава в процессе горячей деформации	65
2.4.2. Факторы, влияющие на сопротивление горячей деформации	67
2.4.3. Преимущества и недостатки горячей деформации	69
Глава 3. Термическое упрочнение	71
3.1. Общие положения термической обработки.....	71
3.2. Дисперсионное упрочнение	75
3.2.1. Механизм распада пересыщенного твердого раствора.....	75
3.2.2. Дисперсионное упрочнение при старении.....	85
3.2.3. Морфология частиц выделения	87
3.3. Упрочнение в результате мартенситного превращения ...	89
3.3.1. Особенности мартенситного превращения.....	89
3.3.2. Деформационные мартенситные превращения.....	94
3.3.3. Термическое упрочнение сталей	96
3.4. Термомеханическая обработка	102
Глава 4. Упрочнение нанокристаллических материалов	107
4.1. Истоки создания нанотехнологий.....	107
4.2. Структурные особенности наноструктурного состояния	111
4.3. Методы получения наноструктурного состояния	114
4.4. Свойства наноматериалов и перспективы их использования	118
Глава 5. Разрушение материалов	121
5.1. Типы разрушения материалов	121
5.2. Дислокационный механизм образования трещин.....	122

5.3. Хрупкое разрушение	126
5.4. Вязкое разрушение	128
5.5. Переход от хрупкого разрушения к вязкому	131
5.6. Способы борьбы с хладноломкостью	139
5.7. Испытания на ударный изгиб	140
5.8. Усталостное разрушение	144
5.8.1. Природа усталостного разрушения	145
5.8.2. Усталостные испытания	148
5.8.3. Влияние различных факторов на усталость	151
5.8.4. Способы повышения усталостной прочности	153
Глава 6. Трение и контактная прочность	156
6.1. Трение и его виды	156
6.2. Классификация видов изнашивания	167
6.3. Структурные превращения металлов при трении	168
6.4. Кинетика процессов изнашивания	170
6.5. Требования, предъявляемые к износостойким материалам	173
6.6. Повышение сопротивления изнашиванию	175
6.7. Фрикционное упрочнение	177
6.8. Влияние поверхностно-активных веществ. Эффект Ребиндера	183
Библиографический список	187

Учебное издание

**Бараз Владислав Рувимович,
Филиппов Михаил Александрович**

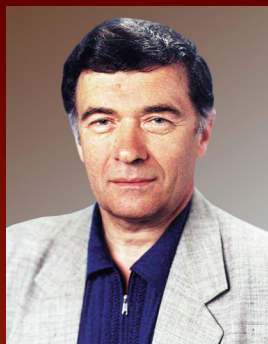
**ФИЗИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ
УПРОЧНЕНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ
МАТЕРИАЛОВ**

Редактор И. В. Коршунова
Верстка О. П. Игнатьевой

Подписано в печать 01.03.2017. Формат 70×100/16.
Бумага писчая. Печать цифровая. Гарнитура Newton.
Уч.-изд. л. 10,32. Усл. печ. л. 15,5. Тираж 50 экз.
Заказ 38

Издательство Уральского университета
Редакционно-издательский отдел ИПЦ УрФУ
620049, Екатеринбург, ул. С. Ковалевской, 5
Тел.: 8 (343) 375-48-25, 375-46-85, 374-19-41
E-mail: rio@urfu.ru

Отпечатано в Издательско-полиграфическом центре УрФУ
620075, Екатеринбург, ул. Тургенева, 4
Тел.: 8 (343) 350-56-64, 350-90-13
Факс: 8 (343) 358-93-06
E-mail: press-urfu@mail.ru



БАРАЗ ВЛАДИСЛАВ РУВИМОВИЧ

Профессор кафедры металловедения Уральского федерального университета, доктор технических наук. Изобретатель СССР, почетный работник высшего специального образования, лауреат премии им. Д. К. Чернова, почетный выпускник УГТУ-УПИ. Специалист в области физического материаловедения. Основные труды посвящены созданию научных основ получения высокопрочных и теплостойких пружинных сплавов аустенитного класса, а также прецизионных сплавов элинварного типа. Особое место занимают исследования по разработке технологии поверхностного пластического деформирования сплавов на железной и медной основах.



ФИЛИППОВ МИХАИЛ АЛЕКСАНДРОВИЧ

Профессор кафедры металловедения Уральского федерального университета, доктор технических наук, член-корреспондент Академии инженерных наук РФ. Изобретатель СССР, почетный работник высшего специального образования РФ, почетный выпускник УГТУ-УПИ, лауреат премий им. Д. К. Чернова, им. Черепановых. Основные направления научной работы — изучение фазовых превращений в сплавах, наплавочных материалах и напыленных покрытиях и решение на этой основе проблем повышения надежности и долговечности быстроизнашивающегося оборудования; разработка новых износостойких сплавов и сталей на основе марганцевого и хромистого аустенита и методов их упрочнения.